

TiAl基合金片层结构不连续粗化行为的研究进展

罗 军^{1,2,3}, 王 曦^{1,2,3}, 丁贤飞^{1,4}, 南 海^{1,4}, 刘昌奎^{1,2,3}, 李 楠^{1,2,3}

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 航空材料检测与评价北京市重点实验室, 北京 100095)

(3. 中国航空发动机集团 材料检测与评价重点实验室, 北京 100095)

(4. 北京市先进钛合金精密成型工程技术研究中心, 北京 100095)

摘 要: TiAl合金由于其优异的比强度、比刚度、耐蚀性和抗氧化性, 在高温结构材料领域有着良好的应用前景。片层结构是TiAl合金重要的微观结构形态, 其不连续粗化行为直接影响合金的综合性能。本文介绍了TiAl合金片层结构的粗化类型, 分析了不连续粗化的热力学及动力学, 综述了近年来TiAl合金片层结构不连续粗化行为的研究进展, 总结了化学成分及含量、微观组织特征、热处理工艺(如循环热处理周期、温度、时间、冷却速率等)、增材制造技术及应力等因素对不连续粗化的影响, 展望了未来TiAl合金片层结构的设计与优化的发展方向。

关键词: TiAl合金; 片层结构; 不连续粗化; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)12-3210-08

1 引 言

TiAl合金是一种很有前途的轻质高温结构材料, 具有高熔点、高热稳定性、高比强度和比模量、低密度、低扩散率、良好的结构稳定性、良好的抗氧化性和抗腐蚀性等性能^[1-6], 受到了航空航天工业和汽车工业的广泛关注。TiAl合金的性能很大程度上取决于其独特的微观结构, 尤其是片层结构, 它通常由基体相 γ -TiAl(有序面心立方结构, L1₀型)和一定体积的 α_2 -Ti₃Al相(体心四方结构, DO₁₉型)交替排列组成^[5]。片层结构不仅赋予了TiAl合金高强度和刚性, 还通过相界面的变形机制提供了一定程度的塑性。然而, 随着材料在高温下的应用, 片层结构的不连续粗化现象逐渐成为影响合金性能的关键因素。不连续粗化是指在高温下片层间距的异常增长导致微观结构的退化, 这会降低合金的强度和塑性, 增加蠕变倾向, 从而影响材料的整体性能和使用寿命。这种现象的发生与合金中的元素分布、相界面的稳定性以及外部环境因素密切相关^[7-8]。尽管近年来TiAl合金的微观结构与性能关系已有深入研究, 但关于片层结构不连续粗化行为的理解仍然有限。为了进一步提高TiAl合金应用的可靠性和性能预测的准确性, 深入探讨片层结构的不连续粗化机制及其影响因素显得尤为重要。

本文旨在探讨TiAl合金在不同热处理和使用条件

下片层结构的不连续粗化行为, 总结影响不连续粗化行为的因素, 分析不连续粗化过程中的微观组织演变以及其对合金力学性能的影响, 并展望未来的研究方向。

2 TiAl合金片层结构的粗化类型

TiAl中存在4种不同的组织, 等轴近 γ 组织、双态组织、近片层组织和全片层组织。其中片层组织因其优异的高温强度和刚性而广泛应用于航空航天领域, 尤其是在需要承受高温和负荷的应用中, 如发动机部件和高温结构部件。TiAl合金片层结构的显微组织特征包括片层间距、片层厚度、片层取向以及相界面等, 这种结构在不同的合金成分和制备工艺下可能有不同的比例和分布, 对力学性能(如强度、塑性和韧性等)的影响也有显著差别^[9-10]。片层结构的粗化方式主要包括连续粗化和不连续粗化^[11]。片层结构的失稳对TiAl合金的高温使用性能是不利的, 应尽量避免出现或减轻其程度。

2.1 连续粗化

连续粗化是一个由体积扩散主导的过程, 它通过界面缺陷(如台阶、界面曲率等)的变化来促进片层粗化^[12-13]。对于全片层组织的TiAl合金而言, 内部主要包括 α_2/γ 和 γ/γ 两种相界面, 由于 α 相体积含量远少于 γ 相, γ/γ 界面数量远超 α_2/γ 相界面数量, 在这两种共格界面上界面能较低, 很难发生体扩散过程。但是在实际的全片

收稿日期: 2024-12-13

基金项目: 国家自然科学基金(52371015); 北京市自然科学基金(2222092); 国家科技重大专项(J2019-VI-0003-0116)

作者简介: 罗 军, 男, 1990年生, 博士, 高级工程师, 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095, 电话: 010-62496667, E-mail: luojunxt@126.com

层结构中,两相界面(γ/γ 和 γ/α_2)处会出现缺陷,根据Gibbs-Thomson定理,界面缺陷附近溶质原子的浓度会存在差异,从而使溶质原子发生扩散,使界面迁移导致片层粗化,连续粗化的类型包括以下几种类型:

(1)片层界面处台阶迁移导致片层宽化:当驱动力足够大时,片层界面处存在的台阶会通过台阶机制进行长大,片层界面处的肖克莱不全位错沿惯习面运动,使界面台阶处发生原子扩散,导致片层发生变化。

(2)片层端部收缩和合并:片层端部与临近界面存在的曲率半径差会形成化学势梯度,使片层端部原子向临近平直界面迁移,最终导致片层端部溶解、收缩,平直界面变厚或合并。

(3)片层局部粗化:片层结构边缘存在的凸出或凹陷会诱发片层界面发生迁移,这种情况主要发生在 γ/γ 片层边界处,这是由于在高温情况下,与孪晶界和伪孪晶界相比,120°旋转有序界面更容易发生原子短程跃迁,造成界面迁移或分解。

(4)界面分解导致片层断裂:片层结构中的有序畴界为不规则界面,界面能较高,原子易发生迁移造成片层分解。

2.2 不连续粗化

不连续粗化则是由界面扩散所主导,通过迁移界面缺陷(如界面台阶、中断的片层、弯曲的片层界面等)将细小片层组织转变为较粗的片层组织^[14]。在不连续粗化过程中,由于界面两侧晶体的位向和溶质含量的不连续转变,使片层团边界向邻近片层团推进,前端片层出现溶解使原子扩散,在边界后方形成新的片层,使片层间距更宽,界面更加不规则。根据初生片层、二次片层与片层团边界三者之间的方向关系,将不连续粗化分为3个类型^[15]:

(1)Type I:不连续粗化所形成的二次片层结构中 α_2/γ 界面与初生片层平行,次生片层团与晶界几乎垂直, α_2/γ 界面为平直界面,界面能较低, α_2 相位向在次生片层团和初生片层团中相同。

(2)Type II:不连续粗化形成的片层团界面与初生片层组织不平行,次生片层团与晶界几乎垂直, α_2/γ 界面为平直界面,界面能较低,但 α_2 位向在次生片层团和初生片层团中不同。

(3)Type III:不连续粗化形成的片层团界面与初生片层组织无明显位向关系, α_2/γ 界面为不规则界面,界面能较高,片层团中 α_2 相位向与初生 α_2 相相同,但片层界面并不平行。

3 片层结构不连续粗化的热力学及动力学

TiAl合金的片层结构不连续粗化是一个复杂的热力学和动力学过程,涉及到多个因素,包括界面能、界面能

梯度、界面迁移、相化学组成和应力状态等^[16]。

(1)界面能的热力学特性:界面能是影响片层结构稳定性的主要因素之一。界面能越低,片层结构越稳定。在TiAl合金中, γ 和 α_2 相的界面能不仅决定了它们之间的相互吸引力,还影响了界面迁移的倾向和速率。低界面能有助于减少系统的能量,从而促进界面的迁移。此外,界面能的各向异性也会影响片层的生长方向和形态。

(2)界面能梯度与界面迁移的动力学关系:界面能梯度是推动界面迁移的关键因素。在不连续粗化过程中,界面能梯度的存在可能导致某些区域的界面迁移速率加快,从而形成粗化的片层结构。这种迁移不仅受到温度的影响,还受到化学成分、应力状态和微观结构特征的共同作用。

(3)界面迁移动力学与温度效应:界面迁移动力学涉及到原子在界面的扩散和重新排列。温度的升高增加原子的扩散速率,加速界面迁移过程。温度对界面迁移的影响可以通过Arrhenius方程来描述,该方程将迁移速率与温度联系起来,揭示了温度对动力学的显著影响。

(4)化学组成对界面能的影响:合金元素的种类及含量可以显著改变TiAl合金的界面能和相稳定性。例如,Nb、Cr和Mo等元素可能通过影响界面能和扩散系数来改变不连续粗化的动力学。这些元素的溶解度、分布以及它们与主要元素的相互作用对界面迁移和相变具有深远的影响。

(5)应力状态对不连续粗化的多维度影响:内部应力和外部载荷可以改变原子扩散路径和界面迁移动力学,从而影响不连续粗化。应力场的存在可能导致界面迁移的各向异性,促进某些特定取向的片层粗化,同时抑制其他方向上的粗化。

4 不连续粗化行为的影响因素

4.1 化学成分及含量

合金的化学成分及含量对微观结构的稳定性有显著影响^[17-19]。Qin等^[20-21]分析了Ti-40Al、Ti-42Al和Ti-45Al合金在1000℃时效过程中组织的不连续粗化现象,发现不连续粗化行为主要出现在高能量的晶界附近,然后逐渐扩展到相邻片层结构,不连续粗化会导致片层边界的形态发生变化,随着合金中Al浓度的增加,不连续粗化的程度变得更大。研究结果充分说明了Al元素的含量会严重影响时效过程中合金的不连续粗化行为,为不同元素及含量如何影响TiAl合金的微观结构提供了新的研究思路。在此基础上,汪小平等^[22]研究了不同成分(Ti-44.9Al、Ti-48Al、Ti-44.3Al-3.0Cr)的TiAl合金在1150℃长时保温后组织不连续粗化行为,结果表明合金中的 $\gamma+\alpha_2$ 片层组织的不连续粗化转变的类型与化学成分密切相关,Al含量增加、Cr元素的加入都会对合金片层

组织不连续粗化转变过程起到促进作用,研究结果为合金微观结构控制和性能优化提供了新的策略。在另一个相似的研究中,李臻熙等^[23]在 1150 °C 研究了 Al 含量对 TiAl 合金全片层组织热稳定性影响,发现 Al 含量越高, γ 偏析程度越严重,片层组织的热稳定性越差。Panin 等^[19]研究了不同热暴露条件下掺杂钆(Gd)铸态 β -固溶体化 TiAl 基合金微观结构演变及其对力学性能的影响,结果表明热暴露导致合金微观结构发生显著变化,包括 α_2 相和 β_0 相溶解, γ 相体积分数增加,以及片层结构粗化。在晶界处观察到不连续粗化现象,这是由 β_0 相溶解和 γ 相扩展所导致。Gd 的微量添加对合金微观结构细化有积极作用,Gd₂O₃ 纳米颗粒在晶界和片层结构中的析出增加了界面能,促进了不连续粗化过程。热暴露后合金的屈服强度和抗拉强度有所降低,但塑性伸长率基本保持不变,表明 Gd₂O₃ 纳米颗粒的析出对合金的塑性影响不大,但对强度有显著影响,这为 TiAl 合金的设计和工程应用提供了理论依据和指导。Gao 等^[24]研究了低钽(Ta)含量的 γ -TiAl 合金中在热处理过程中亚稳态微观结构的演变和晶粒细化过程,强调了 Ta 元素在促进不连续粗化过程中的关键作用^[25],分析发现添加少量的 Ta 可以显著促进 γ 片层不连续粗化过程(图 1),这种不连续粗化过程通过界面迁移减少晶粒尺寸,形成更细小的晶粒和片层状结构^[26],有助于形成稳定的微观结构,减少内部应力和缺陷,这个过程主要是通过减少新相成核和生长过程中的界面能来实现^[27]。Zhang 等^[28]研究了成分对 TiAl 合金不同凝固模式下局部片层结构不连续粗化行为的影响,发现在 TNM-45Al 合金中,不连续粗化在 S 偏聚区域出现,这是由于合金中 Al 含量增加而引起,从而增加了不连续粗化的热力学倾向。不连续粗化是通过 γ 相 Shockley 不全位错的形核和扩展形成,这些不全位错在扩展过程中使晶界迁移,形成具有锯齿状晶界的不连续粗化结构,它的界面由 α_2/γ 界面和 γ/γ 孪晶界面组成;而在 TNM-0.3Si-0.7C 合金中,由于 Si 和 C 的固溶强化以及近网状 β 偏聚,不连续粗化行为被有效抑制。研究结果揭示了通过成分微调可以显著影响 TiAl 合金中局部片层结构的不连续粗化行为,为合金的成分设计提供了有效的数据支撑。

4.2 微观组织特征

微观组织的结构特征如片层间距、晶粒尺寸、相界面特征、相组成及比例等都会影响 TiAl 合金不连续粗化行为的产生和发展,从而影响合金的力学性能^[29-32]。Yamamoto 等^[33]采用热处理工艺获得 3 种不同片层间距的 Ti-42Al 合金,研究了在高温蠕变条件下片层间距对完全片层结构的 TiAl 合金蠕变强度的影响,尤其是不连续粗化现象对合金性能的影响。分析发现在蠕变过程中尤其是低应力条件下,完全片层结构的 TiAl 合金会发生不

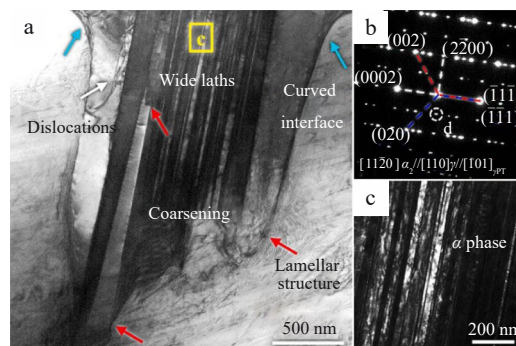


图 1 TiAl 合金 1300 °C 回火时微观结构^[24]

Fig.1 Microstructure of TiAl alloy during tempering at 1300 °C^[24]. (a) Widmanstätten microstructure, (b) SAED pattern, and (c) α_2 phase dark field image

连续粗化现象,这种不连续粗化主要发生在细片层材料中,并且随着蠕变过程的进行片层间距增大,强化效果减弱,导致蠕变率增加;在高应力作用下由于应变硬化效应,蠕变率较低,细片层结构具有更高的蠕变强度^[5]。在此基础上,提出了通过热处理来控制不连续粗化来提高合金在低应力下的蠕变强度。Panov 等^[34]研究了片层间距对具有完全片层结构的 γ -TiAl 基合金组织-强度-塑性的影响(图 2),讨论了不连续粗化在拉伸和压缩加载下的不同表现,并探讨了如何通过材料设计和工艺控制来优化合金的性能。分析发现合金的微观结构主要由片层状的 α_2 -Ti₃Al 相和 γ -TiAl 相组成,通过控制片层间距可以影响不连续粗化过程。在较小的片层间距下不连续粗化现象更加明显,因为较小的片层间距增加了相界面的能量,从而促进了粗化过程;不连续粗化导致材料的屈服强度和抗拉强度降低,这是由于粗化区域为裂纹形核和扩展提供场所,从而降低了材料的塑性和韧性。在压缩加载下,由于不连续粗化导致的微观结构不均匀性更加明显,从而对材料塑性产生更大的负面影响。研究成果为深入理解 γ -TiAl 基合金中不连续粗化过程提供了详细的数据支持,对于开发具有优异力学性能的高温结构材料有重要意义^[35]。

4.3 热处理工艺

在持续高温环境下, α_2/γ 片层结构会发生不连续析出行为,导致片层结构的完整性被破坏,进而影响合金的力学性能,不利于合金大规模的工业应用。因此,深入探究片层结构的不连续粗化行为对于提升合金整体性能具有重要的理论价值。通过优化热处理工艺如温度、时间、冷却速率等参数,可以有效地控制 TiAl 合金的微观结构,从而影响不连续粗化行为^[36-39]。彭超群等^[40]研究了快速加热循环热处理过程中 Ti-33Al-3Cr 合金的结构失稳现象,发现了在晶界处会发生不连续粗化行为,并在此基础上提出了快速加热循环热处理过程中避免结构失稳

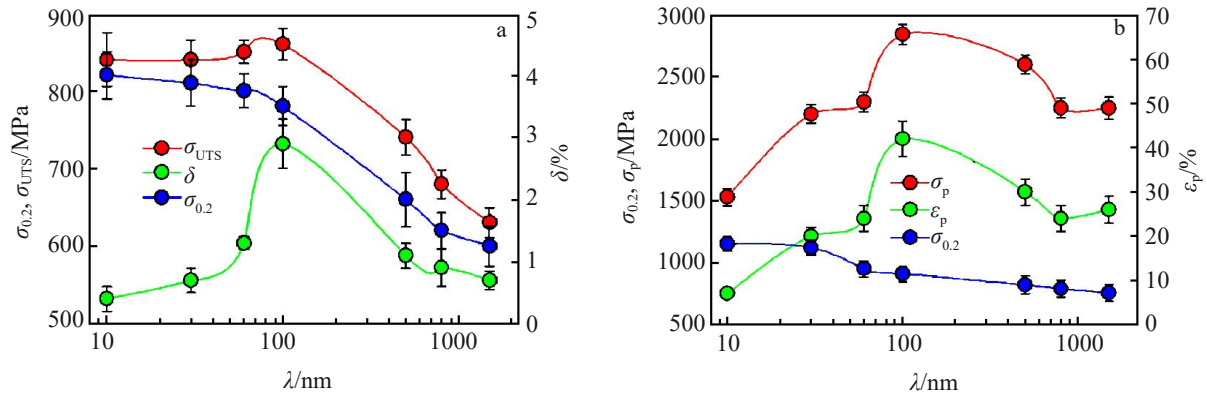


图2 TiAl 合金力学性能与片层间距的函数^[34]

Fig.2 Mechanical properties of TiAl alloy as functions of the interlamellar spacing upon tensile (a) and compression (b) testing^[34]

的途径。Fang 等^[36]研究了长期热循环条件下含高 Nb 的全片层状 TiAl 合金的微观结构不稳定性,分析发现长期热循环后合金中观察到两种不稳定的微观结构:不连续粗化、 α_2 片层分解及 γ 相形核,不连续粗化的形态(类型 I 和类型 II)有两种,类型 I 粗化的片层垂直于晶界,类型 II 粗化的片层一侧垂直于晶界,而另一侧平行于晶界。在 1000 次热循环后,合金中 Al 偏聚区域晶界迁移的倾向增加使晶粒粗化,合金中 α_2 片层变得更薄并发生断裂,这是由于 α_2 片层通过相变 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 溶解,并且 γ 相在 α_2 片层或 ($\alpha_2 + \gamma$) 片层结构内随机形核,研究结果对于微观结构设计和合金的应用具有重要意义。在另一个相似的研究中,卞琛等^[41]分析了全片层高 Nb-TiAl 合金在长期热循环条件下的显微组织演变规律,结果发现 Nb-TiAl 合金的显微组织不稳定性主要表现为界面缺陷及晶界迁移,其中界面缺陷的迁移是因为 α_2 片层溶解和片层内 γ 相析出,而晶界迁移是由片层不连续粗化和 γ 晶内 α_2 相生成所引起。王琪斌等^[42]研究发现锻态 Ti-42Al-3Nb-1Mo-0.1B 合金经 1100 °C 热处理后,组织由近片层组织向双态组织转变,存在明显的不连续析出现象。高子彤等^[11]研究了高温下 Ti-4822 合金片层结构不连续粗化行为的特征,分析了其随温度与时间的变化规律,结果发现在 1160 °C 时连续粗化与不连续粗化存在明显的竞争关系,但在共析温度附近主要发生不连续粗化,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,这为优化热处理工艺参数来调控片层组织提供了较好的理论基础。Yim 等^[38]探讨了多阶段热处理对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的不连续粗化转变和力学性能的影响,研究发现通过循环热处理引入的 γ 片层,由于其高取向应变和含有大量孪晶界,为不连续粗化提供了额外的形核位置,从而加速了粗化过程,导致合金的晶粒尺寸明显降低。通过调整热处理参数(如循环热处理周期、退火时间、短时热处理等)可实现对不连续粗化过程的控制,

得到细小晶粒和片层间距,显著提高了合金的拉伸强度和延伸率。与常规锻造样品(622 MPa, 1.3%)相比,经过多阶段热处理的合金(697 MPa, 2.1%)表现出更高的力学性能。Gao 等^[39]分析了 Ti-46Al-1Cr-2V 合金在循环热处理后的不连续粗化现象,发现在循环热处理过程中,由于位错的剧烈运动和堆积,导致位错密度显著增加,促进了细小的 γ 孪晶和 α_s 相析出,从而抑制了 α_2 相的不连续粗化。经过循环热处理和随后的热处理,合金的室温抗拉强度有所下降,但延伸率从 0.62% 增加到 1.52%,这表明循环热处理过程通过影响微观结构(如抑制不连续粗化)改善了合金的塑性^[43]。研究结果为深入理解不连续粗化如何影响 TiAl 合金微观结构和力学性能提供了较好的数据支持。Jung 等^[44]研究了一种新的热处理制度下 Ti-46Al-6Nb-0.5W-0.5Cr-0.3Si-0.1C 合金的不连续粗化行为,分析发现在高温下 TiAl 合金的微观结构会通过不连续粗化过程发生变化,这个过程主要是由于界面能量的降低和体积分数的变化所导致^[45-46],如在 1235 °C 进行 1 和 4 h 的热处理后, α 片层厚度增加,形成了大尺寸的全片层结构,而经过 168 h 的热处理后存在 200~300 μm 的双相片层结构,说明组织发生了不连续粗化行为(图 3)。研究结果表明通过精确控制热处理过程可以有效地控制 TiAl 合金中的不连续粗化过程,进而改善合金的微观结构和高温性能,这为后续 TiAl 合金的组织调控和性能提升提供了较好的研究思路。李臻熙等^[47]分析了冷却速率对 TiAl 合金全片层组织在 1150 °C 的热稳定性的影响,研究发现 TiAl 合金在 α 相单相固溶处理后,炉冷条件下形成的粗大片层结构的稳定性远远优于空冷条件下的细小片层结构,空冷细小片层结构更易在晶界附近发生不连续粗化转变,这为冷却速度如何有效调控片层结构的粗化行为提供了数据支撑。

4.4 增材制造技术

增材制造技术如激光金属沉积、选区激光熔化和电

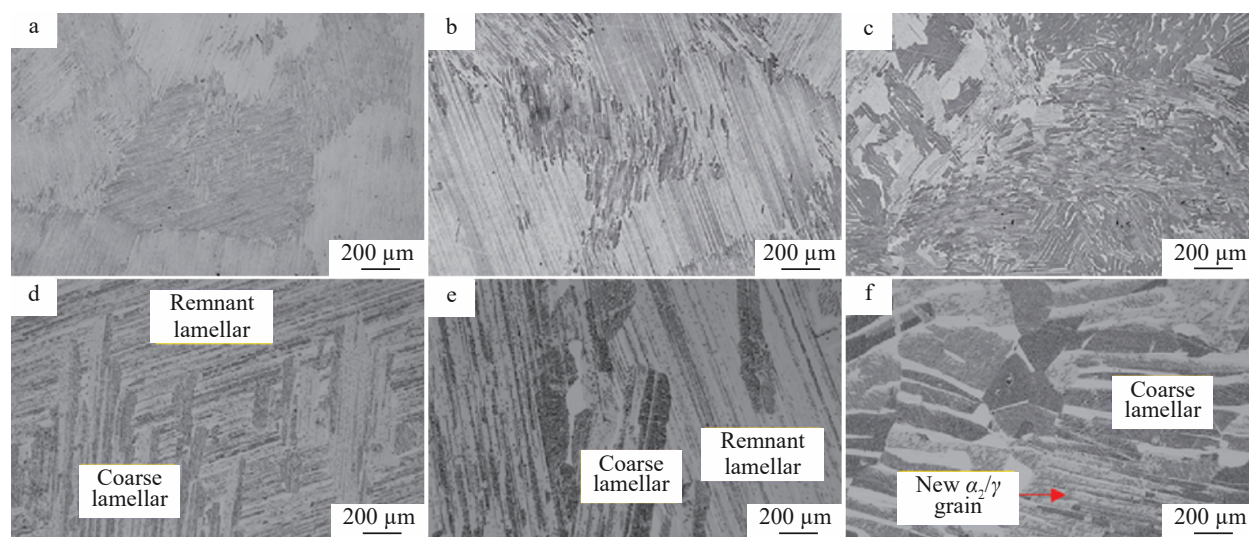


图3 1235 °C保温不同时间后TiAl合金显微组织的光学显微照片^[44]

Fig.3 Optical micrographs of the microstructures of TiAl alloy after the heat treatment with AC for different holding time at 1235 °C^[44]: (a, d) 1 h, (b, e) 4 h, and (c, f) 168 h

子束熔化等为制备 TiAl 合金提供了新的方法,这些技术可以精确控制合金的微观结构,从而影响其不连续粗化行为^[48-50]。Ma 等^[51]分析了气体钨极电弧焊增材制造技术生产的 γ -TiAl 合金在不同热处理后的组织演变规律,研究发现在 1060 °C/24 h 的热处理过程中,不连续粗化导致了层状结构的粗化,这种粗化是通过晶界扩散、减少界面能和化学自由能来驱动,合金的大部分区域为完全片层结构,并且通过连续和不连续的反应形成了不同尺寸的结构,在近基体区域微结构演变主要由不连续反应控制,这与合金的化学成分和热处理条件有关^[52]。Wang 等^[53]使用双线等离子弧增材制造技术制备了 γ -TiAl 合金,分析了微观结构演变和力学性能。通过观察发现在基体中存在不连续粗化的片层结构,主要由 α_2 和 γ 相组成,其中 α_2 相体积分数在不同沉积位置沿打印方向逐渐减少。不连续粗化的片层结构的间距及厚度比原始片层结构更大(图4),这对材料的力学性能产生不利影响,因为较大的片层间距增加了微裂纹的形成概率,并且裂纹与层间微裂纹的连接更容易发生,导致断裂抗力降低。在拉伸性能测试中,不同沉积位置的 TiAl 合金拉伸强度和伸长率表现出显著差异,这与微观结构特征(包括片层团簇尺寸、片层间距和 α_2 相含量等)的变化密切相关,研究结果为深入理解双线等离子弧增材制造技术过程中的微观结构演变和力学性能变化提供了重要信息。Yue 等^[54]探讨了选择性电子束熔化技术制造的 TiAl 合金亚稳态相变和微观结构退化问题。研究发现片层结构的退化主要通过3种途径进行: α_2 片层分解、连续粗化和不连续粗化。其中不连续粗化与退火温度、时间、Al 含量和初始微观结构密切相关,由于不连续粗化是通过位错攀

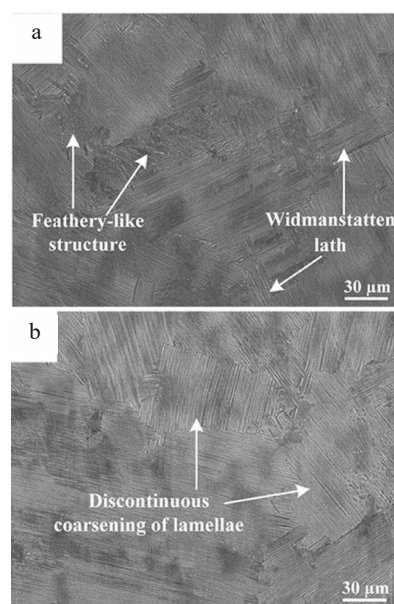


图4 沉积态 TiAl 合金全片层集束区 BSE 图

Fig.4 BSE images in fully lamellar colony region of as-deposited TiAl alloy: (a) feathery-like structure and Widmanstatten laths; (b) discontinuous coarsening of lamellae^[53]

移和扩散进行,因此在较高的退火温度下不连续粗化逐渐被抑制。不连续粗化包括 α_2 片层分解和生成等轴 γ 相,通过体扩散和通道扩散减少界面能,促使微观结构向稳定状态转变。研究成果为优化 TiAl 合金的微观结构及提高合金的性能提供理论依据和工艺指导。

4.5 应力及应变

应力状态尤其是高温下的应力,可以促进不连续粗化过程,影响合金的微观结构稳定性^[55-58]。Guo 等^[59-60]研

究了Ti-48Al-2Cr-2Nb-0.05Y₂O₃合金在蠕变过程中(温度800~850℃;应力100或275 MPa)微观组织的不连续粗化行为。一方面,高蠕变应力条件下不连续的 α_2 片层提供了大量界面缺陷,这些缺陷破坏了片层结构之间的热力学平衡,促进了 γ 片层的不连续粗化;另一方面,高蠕变应力会导致应力集中^[61],为析出相提供更多的形核位置和驱动力,导致 α_2 片层内部的 β_0 相数量增加,反映了不连续粗化的动力学特性,这为不同温度及应力状态下TiAl合金不连续粗化行为的深入研究提供了较好的数据支撑。Liang等^[62]分析了经过热处理的 β -固溶 γ -TiAl合金在800℃和250~300 MPa下拉伸蠕变行为,发现在蠕变过程中动态再结晶的体积分数随着蠕变应力的增加或蠕变时间的延长而增加,动态再结晶主要在晶粒边界以及片层团簇内部形成新的 γ 相,这可能会造成材料微观结构的不连续变化^[63],从而导致应力集中和随后的裂纹扩展。研究结果较好地体现了微观结构的不连续演变与蠕变断裂机制的关系。Yang等^[64]研究了不同应变下Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr合金的微观结构演变规律,分析发现在较低应变(10%)时已发生动态再结晶,但再结晶晶粒的数量较少。随着应变的增加,再结晶晶粒的数量逐渐增加,尺寸变大(0.5到13.2 μm),这表明较高的应变促进了不连续动态再结晶行为,加速了晶粒长大;另一方面,随着应变的增加,在高温下发生变形诱导的 $\gamma/\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相变过程,导致 α_2 相含量增加,而 γ 相含量减少。研究结果进一步表明了应变对不连续粗化行为有显著影响,促进了不连续动态再结晶的发生、晶粒尺寸的增长、晶界类型的改变、织构的分散以及特定错位角晶粒的形成。在另一个相似的研究中,Li等^[65]分析了等温压缩过程中Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr合金的不连续动态再结晶现象,发现不连续动态再结晶通常在材料内部的高能量区域发生,如片层团簇边界或变形的 γ 相中,这种行为在局部区域会导致晶粒尺寸发生变化,这不仅会影响材料微观结构的均匀性,而且对材料的力学性能(如强度和塑性)也有显著影响。研究结果为理解TiAl合金变形过程中不连续粗化的作用以及它如何影响材料的微观结构和力学性能提供了重要的参考价值。

5 总结与展望

TiAl合金因其优异的高温性能、低密度和良好的抗蠕变性能,展现出广阔的应用前景,特别是在航空航天、汽车制造等领域。然而,TiAl合金在室温下的拉伸塑性较低,高温性能也存在不足,限制了其工程应用。TiAl合金片层结构的不连续粗化行为对材料科学和工程应用具有显著影响,尽管大量的研究表明通过分析片层结构的不连续粗化行为以及其影响因素可以有效调控微观组织,并实现了力学性能的有效改善,但是由于其热力学和

动力学的复杂性,目前的研究还存在较大的不足。因此,在未来的研究方向上可以从以下几个方面进行更加深入的研究:

1)合金设计优化:通过微合金化技术,研究不同合金元素对TiAl基合金片层结构不连续粗化行为的影响,以及通过成分调整来控制粗化过程,提高合金的热稳定性,推动TiAl合金的研究和应用。

2)微观组织调控:深入研究不同热处理工艺和先进材料加工技术对TiAl合金微观形貌和组织结构的影响,探索新的热处理方法和制造技术,实现对片层结构不连续粗化行为的有效调控,满足航空航天等领域对高温材料的严苛要求。

3)计算模拟与人工智能:利用计算模拟技术如分子动力学模拟来预测和优化TiAl合金的微观组织演化,同时结合人工智能算法对合金的微观结构和性能进行更深入的分析 and 预测,指导TiAl合金的进一步开发和应用。

参考文献 References

- [1] Wang Z B, Liu P, Wang A Q *et al.* *Materials Characterization*[J], 2023, 203: 113141
- [2] Sun D B, Guo Y C, Wang Y S *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 3117
- [3] Zeiler S, Lintner A, Schloffer M *et al.* *Intermetallics*[J], 2023, 156: 107852
- [4] Dutta A, Weisheit A, Dutta Majumdar J. *Corrosion Science*[J], 2024, 231: 111963
- [5] Genc O, Unal R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 929: 167262
- [6] Xue H, Song Y, Tong X H *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2024, 86: 104194
- [7] Fang H Z, Yang X K, Zhou L Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 918: 165782
- [8] Duan B H, Yang Y C, He S Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 909: 164811
- [9] Tang Fuhao(唐傅浩), Zhu Dongdong(朱东东), Wang Xiaohong(王晓红) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(7): 1917
- [10] Wu Junqin(吴军琴), Li Siying(李思颖), Wang Yupeng(王玉鹏), *et al.* *Titanium*(钛工业进展)[J], 2024, 41(1): 25
- [11] Gao Zitong(高子彤), Hu Rui(胡锐), Wu Yulun(吴与伦) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 3071
- [12] Kampe J C M, Courtney T H, Leng Y. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(7): 1735
- [13] Courtney T H, Kampe J C M. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(7): 1747
- [14] Livingston J D, Cahn J W. *Acta Metallurgica*[J], 1974, 22(4): 495

- [15] Mitao S, Bendersky L A. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(11): 4475
- [16] Zhang Jianyu(张建宇), Chen Yayu(陈亚宇), Yang Guoqiang(杨国强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(7): 2067
- [17] Schwaighofer E, Rashkova B, Clemens H *et al. Intermetallics*[J], 2014, 46: 173
- [18] Denquin A, Huvelin Z, Signori L *et al. Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4): 542
- [19] Panin P V, Zavadov A V, Lukina E A. *Intermetallics*[J], 2022, 145: 107534
- [20] Qin G W, Hao S M. *Scripta Materialia*[J], 1997, 37(7): 937
- [21] Qin G W, Wang J J, Hao S M. *Intermetallics*[J], 1999, 7(1): 1
- [22] Wang Xiaoping(汪小平), Zheng Yunrong(郑运荣), Xiao Chengbo(肖程波) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2000, 20(2): 21
- [23] Li Zhenxi(李臻熙), Cao Chunxiao(曹春晓). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(3): 6
- [24] Gao Z T, Hu R, Zou H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 3642
- [25] Gao Z T, Hu R, Zou H *et al. Materials & Design*[J], 2024, 241: 112941
- [26] Zuo Z B, Hu R, Wang Q X *et al. Materials*[J], 2024, 17(4): 794
- [27] Gao Z T, Hu R, Huang Z J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 904: 164088
- [28] Zhang X X, Ding H S, Liang H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 985: 174069
- [29] Xia Z Z, Cui Y Y, Shen Y Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 830: 142303
- [30] Kim J K, Kim J H, Kim J Y *et al. Intermetallics*[J], 2020, 120: 106728
- [31] Han J, Zhang X, Cao S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 903: 146648
- [32] Xu X X, Kou H C, Yu Y H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 983: 173794
- [33] Yamamoto R, Mizoguchi K, Wegmann G *et al. Intermetallics*[J], 1998, 6(7): 699
- [34] Panov D O, Sokolovsky V S, Stepanov N D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 862: 144458
- [35] Palomares-Garc A A J, Sabirov I, P Rez-Prado M T *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 139: 17
- [36] Fang L, Ding X F, He J P *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(10): 3095
- [37] Xu W C, Jin X Z, Huang K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 705: 200
- [38] Yim S, Bian H, Aoyagi K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 816: 141321
- [39] Cao S Z, Han J C, Wang H F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 857: 144053
- [40] Peng Chaoqun(彭超群), Huang Boyun(黄伯云). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(4): 363
- [41] Bian Chen(卞琛), Wang Xinmao(王新贸). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2015, 36(2): 306
- [42] Wang Qibin(王琪斌). *Hot Working and Discontinuous Precipitation Behavior of Ti-42Al-3Nb-1Mo-0.1B Alloy*(Ti-42Al-3Nb-1Mo-0.1B 合金热加工及不连续析出行为)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2021
- [43] Bibhanshu N, Suwas S. *Materials Letters*[J], 2021, 292: 129617
- [44] Jung Y O, Kim M S, Park J *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 200: 112881
- [45] Yang J, Wang J N, Wang Y *et al. Intermetallics*[J], 2003, 11(9): 971
- [46] Qin G W, Oikawa K, Sun Z M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(8): 1927
- [47] Li Zhenxi(李臻熙), Qi Lichun(齐立春), Huang Xu(黄旭) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 66
- [48] Yue H Y, Chen Y Y, Wang X P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 766: 450
- [49] Chen Y Y, Yue H Y, Wang X P *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 142: 584
- [50] Shen C, Liss K D, Reid M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 778: 280
- [51] Ma Y, Cuiuri D, Li H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 657: 86
- [52] Ma Y, Cuiuri D, Hoye N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 631: 230
- [53] Wang L, Zhang Y L, Hua X M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 812: 141056
- [54] Yue H Y, Peng H, Li R F *et al. Vacuum*[J], 2021, 192: 110491
- [55] Ding J, Zhang M H, Ye T *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 145: 504
- [56] Singh V, Mondal C, Sarkar R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 774: 138891
- [57] Wang Y C, Xue X Y, Kou H C *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 4980
- [58] Xiao S L, Liang Z Q, Zheng Y F *et al. Intermetallics*[J], 2022, 141: 107410
- [59] Guo Y F, Tian J, Xiao S L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 809: 140952
- [60] Guo Y F, Xiao S L, Tian J *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 199: 112771
- [61] Guo Y F, Xiao S L, Tian J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 893: 146139
- [62] Liang Z Q, Xiao S L, Li Q C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 863: 144522

- [63] Liang Z Q, Xiao S L, Li X Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 862: 144485
- [64] Yang W G, Li M G, Zhou T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 945: 169250
- [65] Li J, Li M G, Hu L *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 199: 112789

Research Progress of Lamellar Structure Discontinuous Coarsening Behavior in TiAl Based Alloy

Luo Jun^{1,2,3}, Wang Xi^{1,2,3}, Ding Xianfei^{1,4}, Nan Hai^{1,4}, Liu Changkui^{1,2,3}, Li Nan^{1,2,3}

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. Beijing Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation, Beijing 100095, China)

(3. Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation, Aero Engine Corporation of China, Beijing 100095, China)

(4. Beijing Engineering Research Center of Advanced Titanium Alloy Precision Forming Technology, Beijing 100095, China)

Abstract: TiAl alloys have a good application prospect in the field of high temperature structural materials due to their excellent specific strength, specific stiffness, corrosion resistance and oxidation resistance. The lamellar structure is an important microstructure of TiAl alloy, and its discontinuous coarsening behavior directly affects the comprehensive properties of the alloy. In this paper, the coarsening types of TiAl alloy lamellar structure are introduced, and the thermodynamics and kinetics of discontinuous coarsening are analyzed. Besides, the research progress of discontinuous coarsening behavior of TiAl alloys lamellar structure in recent years is reviewed. The effects of chemical composition and content, microstructure characteristics, heat treatment process (such as cyclic heat treatment cycle, temperature, time, cooling rate, etc.), additive manufacturing technology and stress on discontinuous coarsening are summarized. Finally, the future development direction of TiAl alloy lamellar structure design and optimization is prospected.

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

Corresponding author: Li Nan, Ph. D., Senior Engineer, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496667, E-mail: nanli6@126.com