

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6008

低温预形变热处理对铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金显微组织的影响

荣川,周斯曼,杨劫人

(四川大学材料科学与工程学院,四川成都 610065)

摘要: TiAl 合金因具有低密度、高温抗氧化能力以及综合优异的高温力学性能,成为航空航天领域备受关注的轻质高温结构材料。然而, TiAl 合金室温脆性的缺点,严重限制了其在工程应用中的潜力。因此,改善组织均匀性和晶粒细化,是 TiAl 合金的研究热点。本文以铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金为研究对象,结合低温预形变和后续热处理,探究了形变热处理参数对 TiAl 合金组织演变的影响规律,同时采用高温激光共聚焦手段,原位分析了低温变形组织的再结晶、晶粒生长、片层析出等现象。结果表明,基于铸态合金片层团尺寸为 400 μm 的初始粗大组织,通过科学控制高于韧脆转变温度的低温预形变和 $\alpha+\gamma$ 两相区后续热处理参数,可以获得片层团和 γ 晶粒分别为 21 和 12 μm 的细晶双态组织。

关键词: TiAl 合金;形变热处理;显微组织;晶粒细化

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0413-10

Effects of Low-temperature Pre-deformation Heat Treatment on the Microstructure of As-cast Ti-48Al-2Cr-2Nb Alloys

RONG Chuan, ZHOU Siman, YANG Jieren

(School of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: TiAl alloys possess advantages such as low density, excellent high-temperature oxidation resistance, and comprehensive high-temperature mechanical properties, making them highly regarded as lightweight high-temperature structural materials in the aerospace industry. However, the inherent brittleness of TiAl alloys at room temperature severely limits their potential for engineering applications. Consequently, improving the microstructural uniformity and grain refinement has become a research focus for TiAl alloys. The influence of deformation heat treatment parameters on microstructural evolution in cast Ti-48Al-2Cr-2Nb alloys was investigated by employing a combination of low-temperature pre-deformation and subsequent heat treatment. Additionally, in situ observations using high-temperature laser scanning confocal microscopy were employed to analyse phenomena such as recrystallization, grain growth, and lamellar precipitation in the low-temperature deformed microstructure. Starting from an initial coarse microstructure of the as-cast alloy with lamellar colonies of approximately 400 μm , fine-grained duplex microstructures with lamellar colonies and γ grain sizes of 21 and 12 μm can be obtained through scientifically controlled low-temperature pre-deformation above the ductile-to-brittle transition temperature and subsequent heat treatment in the $\alpha+\gamma$ phase region.

Key words: TiAl alloys; thermomechanical treatment; microstructure; grain refinement

TiAl 合金因其优异的比强度、高温力学性能与抗氧化性能,成为替代目前广泛使用的镍基高温合金的首选轻质高温结构材料,在航空发动机轻量化

发展方面展现出重要应用价值^[1-2]。TiAl 合金主要分为 4 类,包括传统 TiAl 合金和高铌合金、 β 凝固合金、块状转变合金^[3]。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金是 GE(gen-

收稿日期: 2026-01-11

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52371035);四川省重大科技专项(2023ZDZX0026)

作者简介: 荣川,2000 年生,博士生.研究方向为钛合金、钛铝合金高性能热加工.

通信作者: 杨劫人,1984 年生,博士,教授.研究方向为高温金属材料设计、相变理论、结构-性能调控及凝固加工.

Email: yangjieren@scu.edu.cn

引用格式: 荣川,周斯曼,杨劫人.低温预形变热处理对铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金显微组织的影响[J].铸造技术,2026,47(4): 413-422.

RONG C, ZHOU S M, YANG J R. Effects of low-temperature pre-deformation heat treatment on the microstructure of as-cast Ti-48Al-2Cr-2Nb alloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(4): 413-422.

eral electric company)公司研发的迄今室温塑性最高的 γ -TiAl 合金,已在航空发动机领域得到规模化应用^[4]。然而,TiAl 合金室温下脆性显著、低温成形性差,限制了其广泛应用^[5-6]。为改善机械性能,对其微观结构的均匀性和细化进行了大量研究^[1,5-9]。同时,铸造 TiAl 合金常存在凝固偏析、组织粗大和缩孔、缩松等问题。相比之下,通过变形可减少合金缺陷、提高组织均匀、细化晶粒^[10-11]。因此,基于显微组织和综合力学性能研究,系统调控形变热处理工艺,对促进 TiAl 合金工程化应用具有积极作用。形变热处理在不改变合金成分的基础上,具有组织调控范围大的优点,是一种细化晶粒并获得良好机械性能的有效途径^[12-15]。例如,将 TNM 合金(Ti-44.5Al-4Nb-0.5Mo-0.1B)在 α 单相区挤压变形后,得到全片层的微观结构,片层团尺寸和片层厚度分别减小到 100 μm 和 150 nm^[6]。但单一变形后难以直接得到热力学平衡组织,因此要进行后续退火,使组织接近热力学平衡态,降低残余应力,并产生微观细晶结构^[17-19]。目前大量 TiAl 合金形变热处理的研究中,变形温度控制在 $\alpha+\gamma$ 双相区和 α 单相区^[20]。相比于高温变形,在较低温度下变形通常涉及较小的变形量,同时会导致合金内部的位错密度增加,因此低温变形有利于提高应变储存能以进行后续晶粒细化和组织调控^[14, 21]。

基于此,本文通过低温变形结合热处理对铸造 TiAl 合金显微组织进行组织细化和调控,使温度高于韧-脆转变温度(约 750 $^{\circ}\text{C}$)^[22],低于相变温度,对 TiAl 合金进行压缩变形,并通过一系列后续热处理,探究热处理工艺对低温变形合金组织演变规律的影响。同时,通过对变形合金的热处理过程进行原位观察,分析低温形变热处理过程中 TiAl 合金的组织演变机制。

1 实验材料与方法

使用感应凝壳熔炼工艺(induction skull melting,

ISM)制备了名义成分为 Ti-48Al-2Cr-2Nb(原子分数,%)合金。熔炼原料为海绵钛(99.9%质量分数,下同)、纯铝(99.99%)、纯铬(99.99%)、TiNb 中间合金,考虑到 Al 在熔炼过程中易挥发,适当补偿 1%~2%的烧损量。利用电感耦合等离子发射光谱仪(ICP-AES)测得该合金的实际化学成分为 Ti-48.21Al-1.99Cr-2.03Nb(原子分数,%)。将铸锭在 1 160 $^{\circ}\text{C}$ /140 MPa/4 h 条件下进行热等静压。

采用电火花线切割法从热等静压试样中切割出 10 mm \times 10 mm \times 20 mm 的方形试样并进行打磨。900 $^{\circ}\text{C}$ 保温 20 min 后,以 0.5 mm/s 压下速率进行压缩,空冷至室温。将所得试样放入石英管中进行真空封管处理,防止高温下试样被氧化。在马弗炉中分别以 1 280、1 300、1 320、1 340 $^{\circ}\text{C}$ 对试样进行热处理,保温 1、2、8、24 h 后,空冷至室温。

沿载荷轴切割形变热处理后的样品,经砂纸打磨后,使用配比为 60%甲醇、35%正丁醇和 5%高氯酸试剂的抛光液,在 30 V、-30 $^{\circ}\text{C}$ 下进行电解抛光。采用扫描电子显微镜的背散射电子成像(BSE)、电子背散射衍射(EBSD)及激光高温共聚焦显微镜对微观组织进行表征。使用 Image-Pro Plus 软件统计 5 张 BSE 图,测量晶粒尺寸和体积分数。EBSE 测试扫描步长为 0.2 μm ,使用 AZtecCrysta 2.1 软件进行分析。

2 实验结果及讨论

2.1 原始组织

图 1 为扫描电镜观察到的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 铸态合金(简称 4822 合金)经热等静压后的显微组织。微观结构呈现为由粗大的 $\alpha_2+\gamma$ 片层团和 γ 晶粒构成的双态组织。由 Image-Pro Plus 软件统计,其平均片层团尺寸约为 400 μm , γ 晶粒平均尺寸为 55 μm 。在热等静压后的微观结构中很少发现孔洞等缺陷,表明热等静压后具有较好的致密化效果。

2.2 低温形变显微组织

图 2 为 4822 合金在 900 $^{\circ}\text{C}$ 等温压缩 25%后的

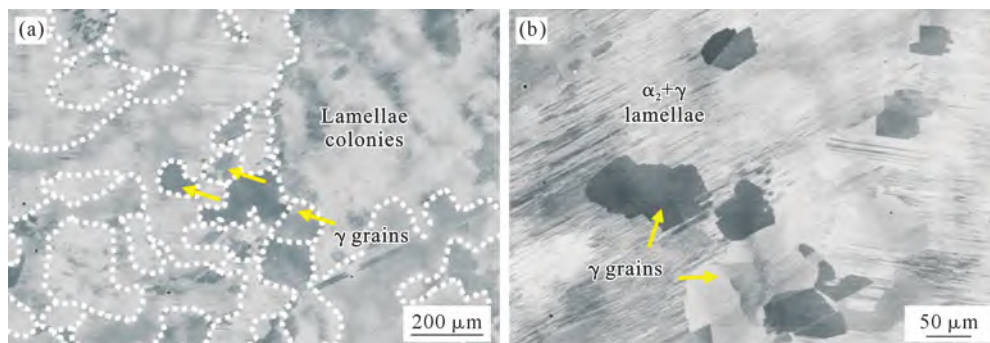


图 1 热等静压态 4822 合金 BSE 图:(a) 低倍;(b) 高倍

Fig.1 BSE images of the HIPed 4822 alloy: (a) overview; (b) higher magnification

BSE 图像,其显微结构由粗大片层团和等轴 γ 晶粒组成。其中,片层结构在应力作用下发生显著弯曲。如图 2b 所示,在片层内部观察到大量变形孪晶,这是由于在较高的应变速率下,晶体滑移无法充分进行,而通过增加孪生变形来协调变形^[23]。同时,变形后组织中出现细小 B2 相颗粒,这可能是由于变形过程中,晶体畸变和能量的升高加速了元素扩散, β 稳定元素 Nb、Cr 易在局部富集,促使 B2 相形成^[24]。

为进一步分析压缩后微观结构的变化,对压缩组织进行 EBSD 分析。如反极图(inverse pole figure, IPF)所示(图 3a),压缩过程中,片层发生弯曲并导致片层取向的变化,同一个晶粒内部的颜色梯度验证了变形过程中发生了晶体旋转,部分区域发生了严重的片层扭折,在片层团内部形成了剪切带。压缩

后,显微组织中呈现大量细小晶粒和亚晶粒,这可能归因于强烈变形导致的片层结构破碎、球化和动态再结晶行为。如图 3d 所示,对图 3a 的边界特征进行统计,低角度晶界占比为 57.5%,这也证实了变形过程由于位错的积累,聚集形成了小角度晶界。大量位于晶界和片层内部的小角度晶界的形成,为后续热处理过程中的再结晶提供了大量形核位点。局部取向差(kernel average misorientation, KAM)图显示(图 3e),低温变形后,显微组织具有高 KAM 值,表明 4822 合金在该温度变形后具有高的几何位错密度。图 3c 和 f 为晶粒取向散布图(grain orientation spread, GOS)和 GOS 统计值,在晶界以及剪切带位置易发生动态再结晶,产生 GOS 值较低的细小动态再结晶晶粒。这是因为变形过程中在不同的原始组织特征下,存在

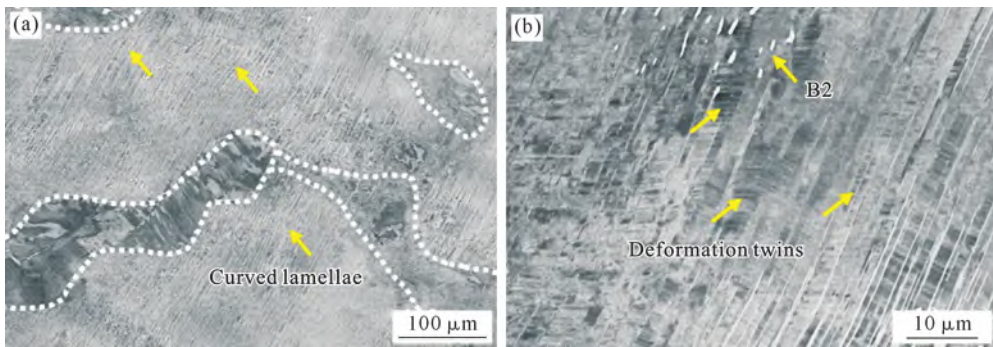


图 2 4822 合金 900 °C 压缩 25% 后的 BSE 像:(a) 低倍;(b) 高倍
Fig.2 BSE images of the 4822 alloy after 25% deformation at 900 °C: (a) overview; (b) higher magnification

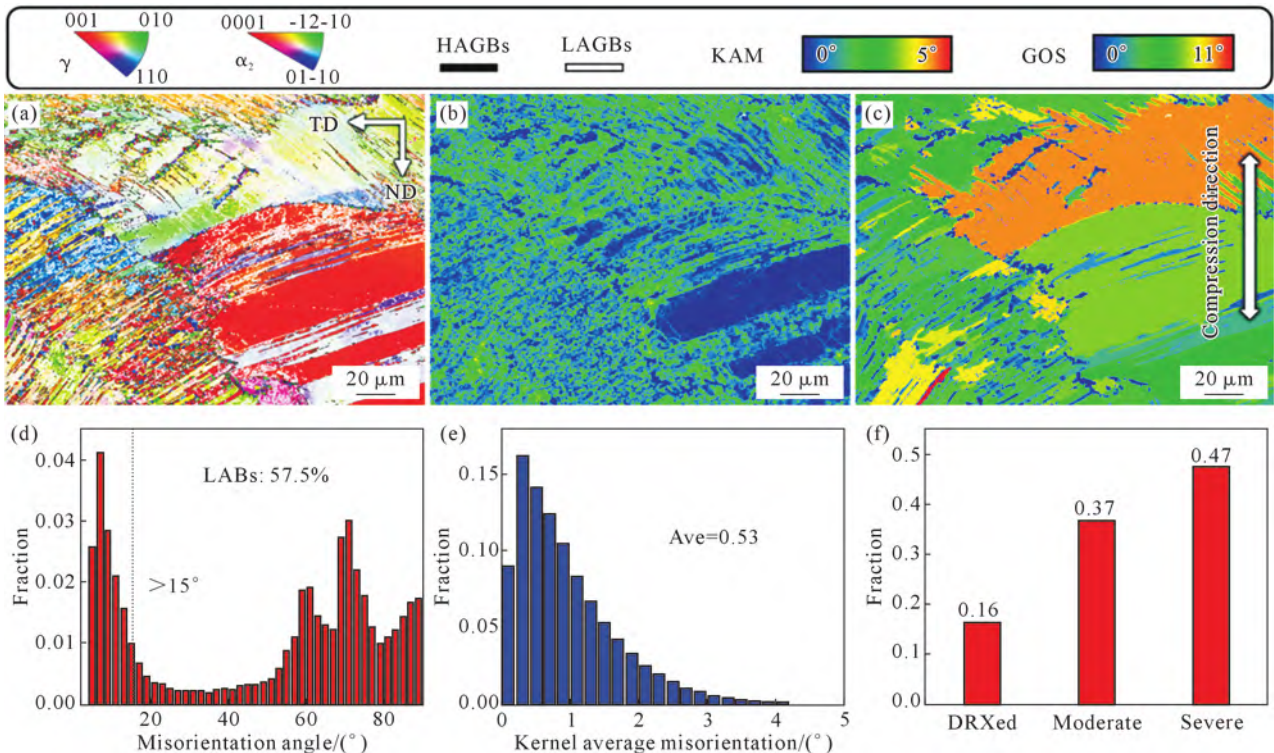


图 3 4822 合金 900 °C 单向变形 25% 后的 EBSD 分析:(a) IPF 图;(b) KAM 图;(c) GOS 图;(d) 边界角度分布;(e) KAM 值;(f) GOS 值

Fig.3 EBSD analysis of the 4822 alloy after 25% deformation at 900 °C: (a) IPF map; (b) KAM map; (c) GOS map; (d) boundary misorientation distribution; (e) KAM statistical results; (f) GOS statistical results

剪切带等局部化的应变分布不均匀^[25]。位错易在边界处堆积导致应力集中和能量升高,同时动态再结晶易在片层团边界和晶界处优先发生,再结晶晶粒的体积分数较小,这与较低的变形温度和较小的应变值相关。总的来说,压缩过程合金中储存了大量晶体缺陷,获得高度非平衡状态的显微组织,为后续热处理过程中一系列微观组织演化行为提供了有利条件^[18]。

2.3 热处理工艺对显微组织的影响

图4为上述低温变形4822合金在1300℃下热处理不同时间后的显微组织,热处理1h保留着大部分压缩变形后的残余片层,有少量新片层团形成,新片层团的体积分数为8%。片层团边界出现大量γ晶粒,γ晶粒内部出现交叉呈现的α片层,发生γ→α相变,α相切割γ晶粒使得粗大的γ晶粒得到细化。随着保温时间延长,残余片层逐渐发生分解,新片层团含量逐渐提高。新片层团随着保温时间延长有所长大,但变化并不明显,这是由于球状γ晶粒的存在,使片层团的长大受到限制。在1300℃热处理24h后,显微组织中残余片层结构完全退化,片层团的体积分数约为69%,形成了由片层团和分布于片层团周围的细小γ晶粒组成的近片层结构(图4d)。

图5为4822合金在不同温度热处理1h后的显微组织。如图5a所示,1280℃热处理1h后,原始片层内仍保留残余片层结构,片层团边界由于变形后具有较高能量而率先发生γ再结晶,出现细小

α₂晶粒。同时,在片层之间观察到逐渐等轴化的γ晶粒,通过γ片层的粗化和γ再结晶促进残余片层结构退化。如图5b所示,显微组织主要由弯曲的残余片层结构和大量分布于片层团边界的γ晶粒组成。与1280℃热处理过程不同的是,在1300℃热处理1h后出现了新片层团,但新片层团的含量较低。如图5c所示,随着温度升高,在1320℃时,热处理后显微组织主要由大量新片层团和γ晶粒,以及少量残余片层结构组成。1340℃热处理1h后,原始片层结构完全分解退化,显微结构由片层团和细小γ晶粒组成。该温度位于α+γ两相区上段,α晶粒发生迅速长大,片层团体积分数超过了90%,平均片层团尺寸约181μm(图5d)。同时,在1340℃下空冷时显微组织中出现具有长直平行板状魏氏组织。冷却速率较快时α→γ相变无法通过扩散控制的层片方式进行,转而通过界面控制的切变机制形成魏氏组织。由于魏氏组织形核需要较大过冷度来克服高界面能壁垒,在1340℃以下温度冷却后没有魏氏组织生成。

图6为4822合金在1280~1340℃热处理24h后的显微组织,原始残余片层结构均完全退化,形成由等轴化片层团和γ晶粒组成的显微结构。1280和1300℃热处理1h后片层团和γ晶粒的体积分数相当,形成典型的细晶双态组织。随着温度升高,1300℃下片层团和γ晶粒尺寸均有所长大。在1320℃热处理后,形成由片层团和分散分布于片层团边界的γ晶粒组成的近片层组织。当温度为

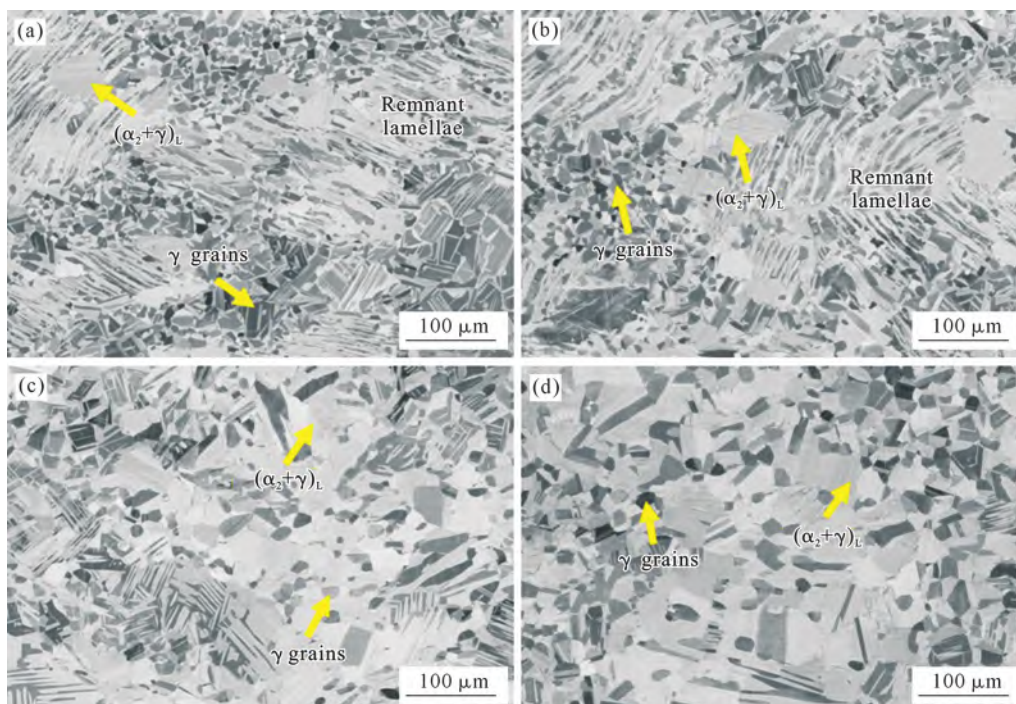


图4 4822合金在1300℃热处理不同时间后的BSE图:(a)1h;(b)2h;(c)8h;(d)24h
Fig.4 BSE images of 4822 alloy heat-treated at 1300℃ for different times: (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 8 h; (d) 24 h

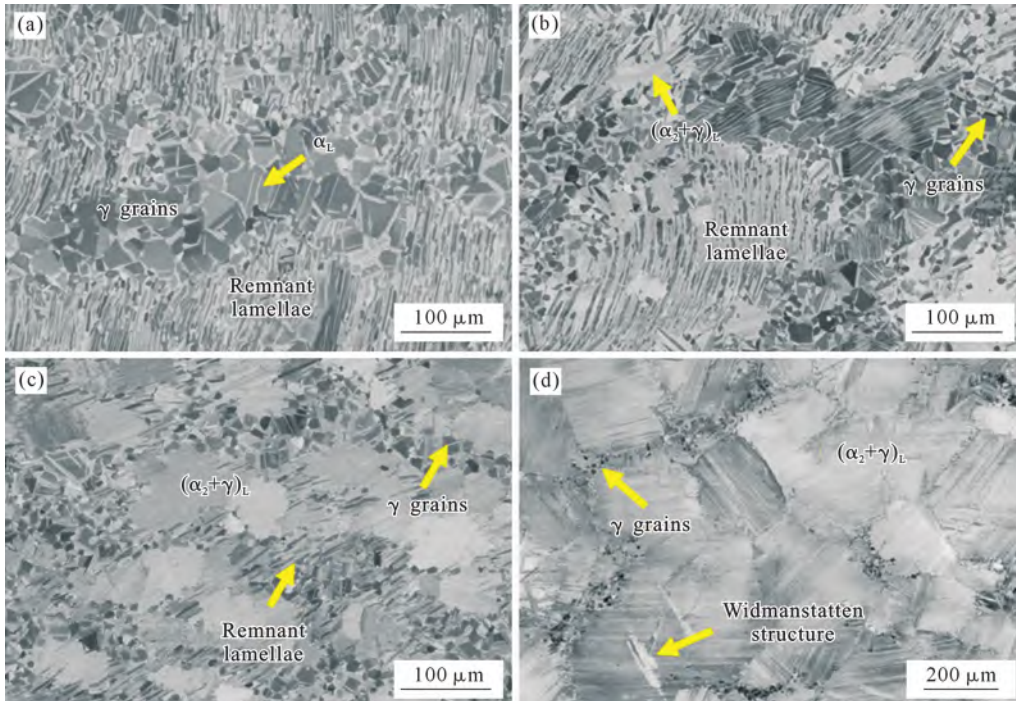


图 5 4822 合金在不同温度热处理 1 h 后的 BSE 图:(a)1 280 °C; (b) 1 300 °C; (c) 1 320 °C; (d) 1 340 °C
 Fig.5 BSE images of the 4822 alloy after 1 h of heat treatment at different temperatures: (a)1 280 °C; (b) 1 300 °C; (c) 1 320 °C; (d) 1 340 °C

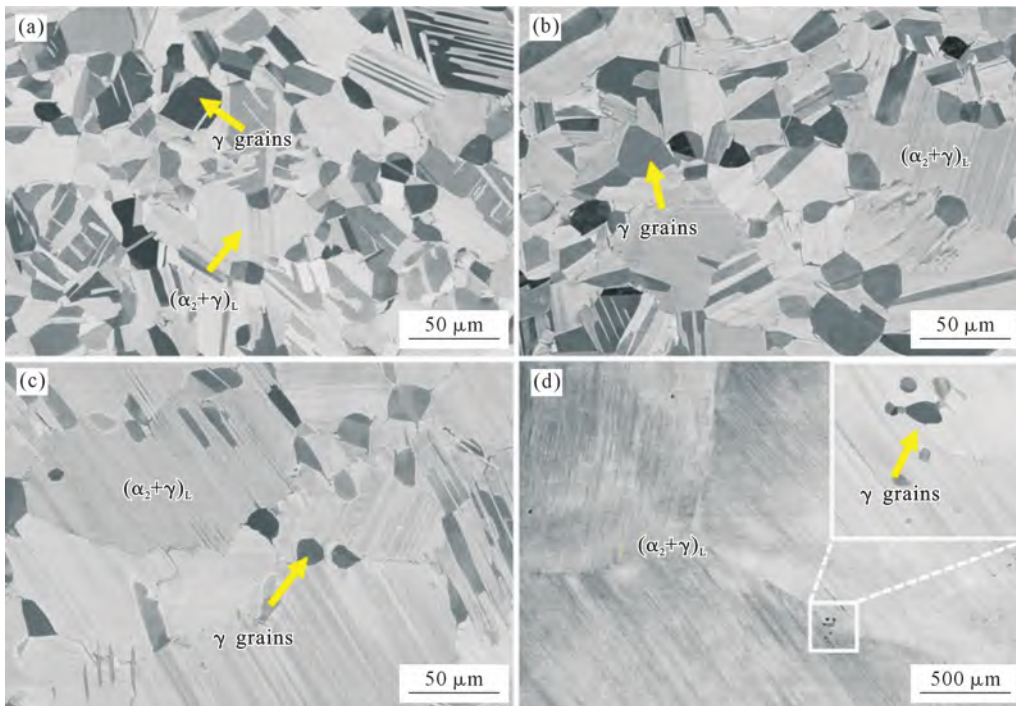


图 6 4822 合金在不同温度热处理 24 h 后的 BSE 图:(a) 1 280 °C; (b) 1 300 °C; (c) 1 320 °C; (d) 1 340 °C
 Fig.6 BSE images of the 4822 alloy after 24 h of heat treatment at different temperatures: (a) 1 280 °C; (b) 1 300 °C; (c) 1 320 °C; (d) 1 340 °C

1 340 °C时,片层团严重粗化,平均尺寸大于 1 000 μm,少量 γ 晶粒分布在片层团边界。低温预形变后在 1 280、1 300 和 1 320 °C 热处理 24 h,分别获得片层团 /γ 晶粒为 21/12、27/15、72/10 μm 的细晶双态组织。

如图 7 所示,通过 Image-Pro Plus 软件对变形 4822 合金在不同工艺热处理后的片层团体积分数、

片层团和 γ 晶粒尺寸特征进行了测量和统计。组织特征分析表明,片层团体积分数和平均片层团尺寸均随温度和保温时间的延长而提高。在同一温度下,保温时间越长,γ 晶粒尺寸越大。在相同的保温时间内,γ 晶粒随着温度增高呈增高-降低-增高的变化趋势。主要原因可能是高温下 α 晶粒和 γ 晶粒竞争生长,相互抑制。

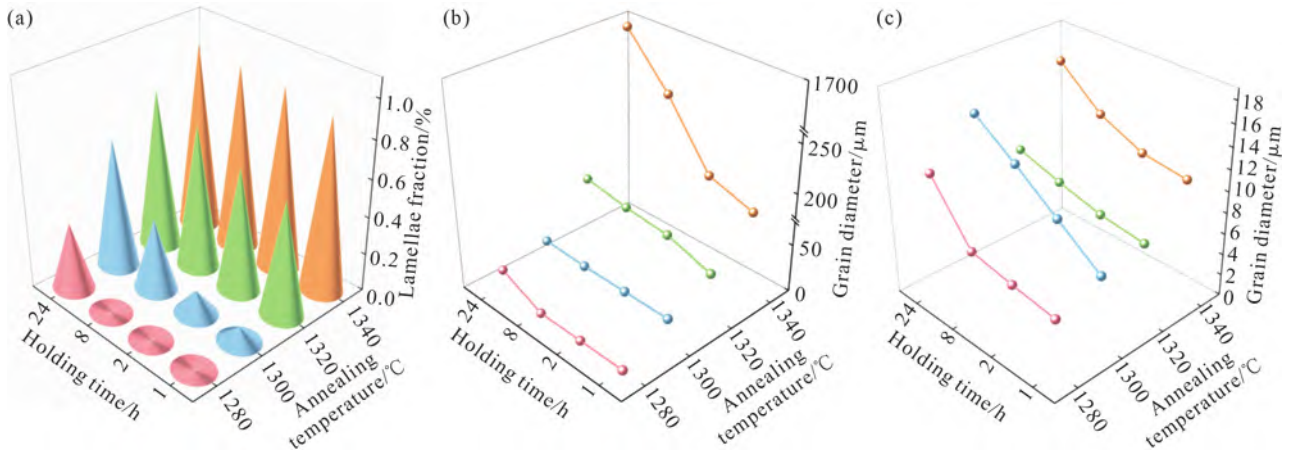


图7 4822合金在不同工艺热处理后的组织特征统计:(a)片层团含量;(b)片层团平均尺寸;(c) γ 晶粒平均尺寸
Fig.7 Statistical characteristics of microstructures in 4822 alloy following different heat treatment processes: (a) volume fraction of lamellar colonies; (b) average lamellar colony size; (c) average γ grain size

2.4 热处理过程原位观察

采用激光高温共聚焦显微镜对合金在 1 320 °C 热处理过程中的组织演变进行了原位观察,图 8 展示了升温过程中室温、1 000、1 200 和 1 280 °C 的原位图像。图 8a 为室温下试样表面经过抛光未腐蚀的光镜照片,试样表面较平整,难以辨认出片层团和 γ 晶粒显微组织。图 8b 为样品升温到 1 000 °C 时的显微组织,片层组织和 γ 晶粒可以被清晰地观察到,这是因为 α_2 和 γ 相膨胀系数不一致,导致所对应的样品表面区域在升温过程中产生不同的体积变化^[26]。随着温度升高,热应力作用下合金表面逐渐变得粗糙。温度升高到 1 200 °C 时,可以观察到晶界浮凸现象(图 8c)。如图 8d 所示,当温度升高到 1 280 °C 时,局部区域出现细小再结晶晶粒,主要发生在原始 γ

晶粒中。这是由 γ 晶粒和片层团在变形过程中的不同变形行为导致,片层团中大量 α_2/γ 、 γ/γ 界面对位错构成强烈约束,同时相比于 α_2 相, γ 相拥有更多滑移系,在相同应力下能发生更大变形,积累足够的再结晶驱动力。其次, γ 晶粒内可以直接通过晶界迁移完成再结晶,再结晶路径更直接,而片层团发生再结晶需要经历片层弯曲、扭折等片层破碎或分解过程,才能为再结晶提供形核位点,需要消耗更高能量和更多时间。因此在原始 γ 晶粒以及片层团边界等区域更易发生再结晶,这也是变形合金在热处理过程中易率先形成链状结构的原因。

图 9 展示了 4822 合金在 1 320 °C 热处理 1 h 过程的原位观察结果。热处理过程中,原始 γ 晶粒和片层团边界处迅速再结晶并发生晶粒长大。如图 9b

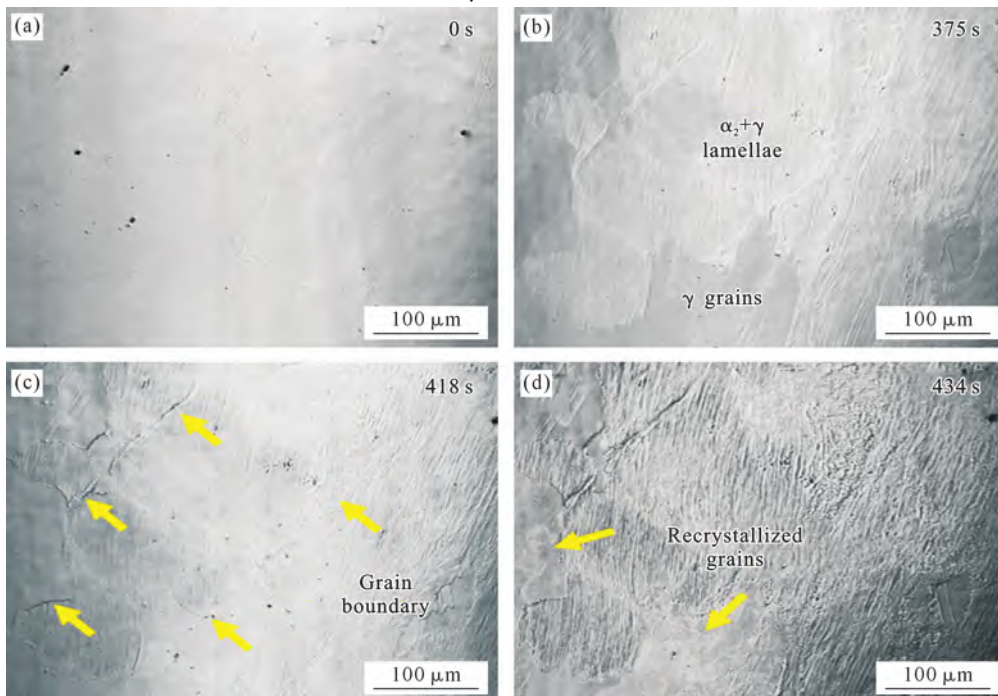


图 8 4822 合金在升温过程中组织形貌演化的原位观察结果:(a)室温;(b)1 000 °C;(c)1 200 °C;(d)1 280 °C
Fig.8 In situ observation of microstructural evolution in the 4822 alloy during heating: (a) RT; (b) 1 000 °C; (c) 1 200 °C; (d) 1 280 °C

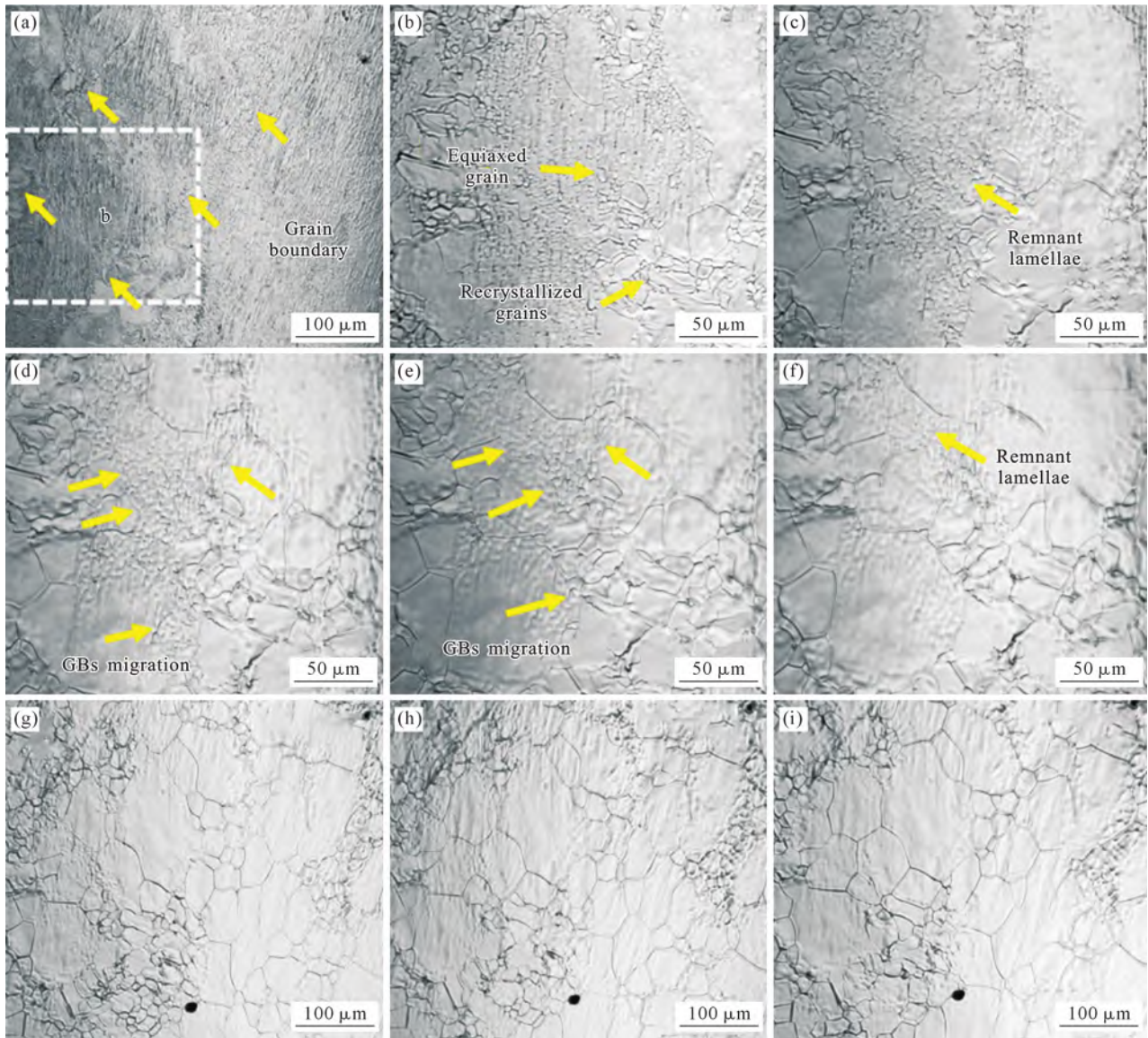


图9 4822合金在1320℃保温过程中组织形貌演化的原位观察结果:(a) 0 min; (b) 5 min; (c) 10 min; (d) 15 min; (e) 20 min; (f) 25 min; (g) 30 min; (h) 40 min; (i) 60 min

Fig.9 In situ observation of microstructural evolution in the 4822 alloy during isothermal treatment at 1320 °C: (a) 0 min; (b) 5 min; (c) 10 min; (d) 15 min; (e) 20 min; (f) 25 min; (g) 30 min; (h) 40 min; (i) 60 min

所示,保温5 min时,显微组织主要由残余片层结构和再结晶晶粒组成,残余片层内部部分晶粒趋向于等轴化。保温过程中,通过奥斯特瓦尔德熟化机制和晶界的持续迁移实现晶粒生长,残余片层结构体积分数不断降低。合金表面随保温时间的延长而愈加光滑。晶界迁移过程中会吸收位错等缺陷,减少晶界数量,从而降低系统总自由能。高温下晶界的迁移率增加,迁移方向指向曲率中心,通常表现为晶粒被吞并^[27]。同时,晶粒趋向形成等轴形态,弯曲的晶界表现出逐渐平直化的趋势,晶界夹角为120°。

图10是Ti-48Al-2Cr-2Nb合金样品在1320℃以空冷方式降温过程中的高温原位观察显微组织。如图10a所示,当温度降至1200℃左右时,开始观察到有片层析出,这是因为温度降低时γ片层不能立即析出,而是需要一定的过冷度^[28]。如图10b所

示,大部分γ片层从晶界位置开始析出,晶界一般是高密度缺陷所存在的位置,自由能较高,会使γ相优先形核,γ片层从晶界位置向晶内生长。除了晶界位置,γ片层也可以从晶粒内部形核析出,在晶内析出时γ片层从其两端向α基体中生长。如图10c所示,可以观察到γ片层生长尖端厚度相比于起始形核位置更薄,这说明在γ片层沿长度方向生长的同时,也会沿厚度方向生长。γ片层在α晶界一侧析出,同时γ片层深入到晶界另一侧的片层团内,使得片层团界面和α晶界并不重合(图10d),这种由γ晶粒深入晶界另一侧的α晶粒而形成的片层团界面区域被称为晶界仿晶形貌组织^[29]。晶界仿晶形貌的形成导致片层团边界进一步向原α晶界另一侧的α晶粒内迁移,另一侧α晶粒中γ片层析出与相邻片层团边界形成锯齿状互锁的形貌。片层团边界

形貌对 TiAl 合金的性能有重要影响,晶界仿晶形貌的形成导致片层团边界更加曲折,从而有利于分散和协调局部应力,提升合金塑性。降温过程中 γ 片层从 α 晶粒中析出形成片层团,最终的显微组织主要由片层团和 γ 晶粒组成。由图 10f 可以观察到,热处理 1 h 后其组织均匀性较差,不同区域的片层团含量和尺寸不一致,这主要由于原始显微组织的不同特征区域具有遗传效应。从上文可知,随着保温时间的延长,组织均匀性逐渐提高。

图 11 为通过低温预形变结合 $\alpha+\gamma$ 两相区热处理实现微观结构细化的示意图。低温变形会诱导片状晶粒弯曲和扭结,同时产生高密度位错和变形孪晶,为后续热处理过程中的再结晶引入大量储存能。当热处理在 $\alpha+\gamma$ 相区域进行时,初始粗大的片层团

逐渐分解为碎片,通过再结晶和相变形成新的细化 α 和 γ 晶粒。冷却时 α 晶粒析出细小 γ 片层,最终形成由片层团和沿片层团边界分散分布的等轴 γ 晶粒构成的显微组织。在两相区热处理过程中,由于 γ 晶粒的钉扎效应, α 晶粒的粗化受到显著抑制。

3 结论

(1)铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在 900 °C 下经 25% 预形变,原始粗大片层团发生显著弯曲、扭折和局部破碎,同时引入大量位错、变形孪晶等组织缺陷。低温预变形可有效累积高密度缺陷,为后续相变提供充足的形核位点和储存能。

(2)将低温预形变合金在 1 280~1 340 °C 内进行热处理,可获得细化的片层团和 γ 晶粒组织。随温

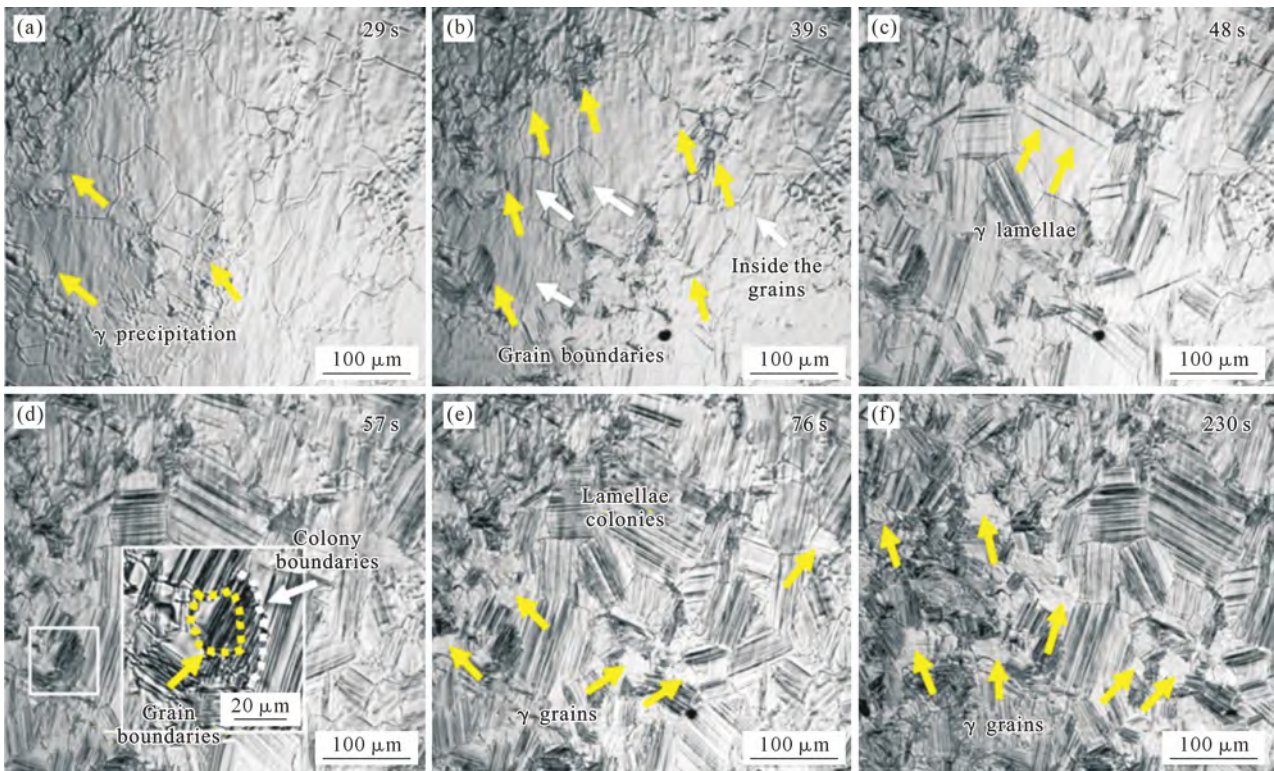


图 10 4822 合金在降温过程中组织形貌演化的原位观察结果:(a) 1 200 °C; (b) 1 150 °C; (c) 1 100 °C; (d) 1 050 °C; (e) 950 °C; (f) 300 °C

Fig.10 In situ observation of microstructural evolution during the cooling of 4822 alloy: (a) 1 200 °C; (b) 1 150 °C; (c) 1 100 °C; (d) 1 050 °C; (e) 950 °C; (f) 300 °C

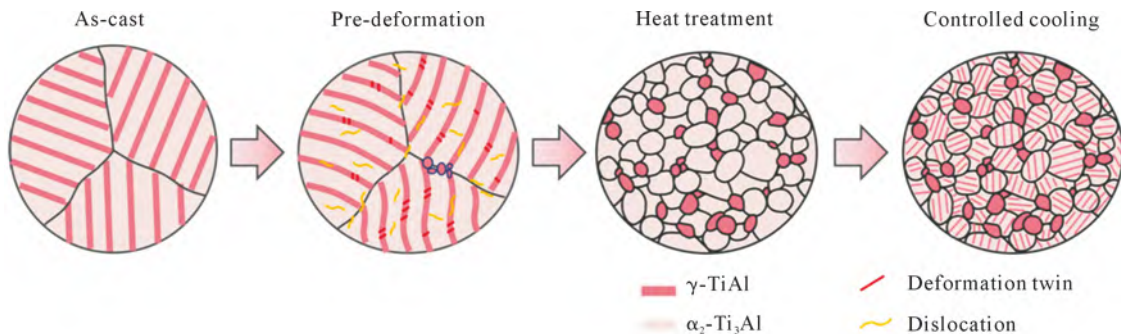


图 11 4822 合金低温预形变热处理过程组织演变示意图

Fig.11 Schematic diagram of microstructural evolution during low-temperature pre-deformation heat treatment of the 4822 alloy

度升高,片层团体积分数和平均尺寸逐渐增大,延长保温时间有助于提高组织均匀性。1 280 °C 保温 24 h 后形成细晶双态组织,片层团尺寸为 21 μm ,仅是原始铸态组织的 ~5%。

(3)再结晶优先发生在原始 γ 晶粒和片层团边界处,保温过程中晶粒通过晶界迁移和晶粒合并不断长大,并向残余片层结构中生长,使得原始片层结构不断退化。

(4)降温过程中, γ 片层在 α 晶界处优先析出, γ 片层在 α 晶界一侧析出,并深入到晶界另一侧的片层团内形成片层结构。同时, γ 片层也可以从晶粒内部开始析出并向两端 α 基体中生长。

参考文献:

- [1] KIM Y W, KIM S L. Advances in gamma alloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. JOM, 2018, 70(4): 553-560.
- [2] GENCO, UNAL R. Development of gamma titanium aluminide (γ -TiAl) alloys: A review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 929: 167262.
- [3] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
YANG R. Advances and challenges in TiAl intermetallic compounds[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 129-147.
- [4] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, WEIMER M J. TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. Materials at High Temperatures, 2016, 33(4-5): 549-559.
- [5] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.
- [6] WU X. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2006, 14(10): 1114-1122.
- [7] KIM Y W. Strength and ductility in TiAl alloys[J]. Intermetallics, 1998, 6(7): 623-628.
- [8] ZHANG W J, DEEVI S C. Analysis of the minimum creep rates of TiAl alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 362(1): 280-291.
- [9] 杨劫人, 张小干, 曹蓓, 高子彤, 胡锐, 陈瑞润. TiAl 合金冷却相变研究进展及细晶组织调控[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(2): 142-147.
YANG J R, ZHANG X G, CAO B, GAO Z T, HU R, CHEN R R. Research progress on cooling phase transitions in TiAl alloys and control of fine-grained microstructures[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(2): 142-147.
- [10] 张可人, 李劲光, 安俊亭, 张乐乐. 铸造 γ -TiAl 合金晶粒细化方法研究进展[J]. 铸造技术, 2024, 45(3): 249-258.
ZHANG K R, LI J G, AN J T, ZHANG L L. Research progress on the grain refinement method of cast γ -TiAl alloy[J]. Foundry Technology, 2024, 45(3): 249-258.
- [11] 黄锋, 梁思诚, 胡尚兴, 王书杰, 邓映川, 胡志力. TiAl 合金强化研究现状与进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(11): 1441-1446.
HUANG F, LIANG S C, HU S J, WANG S J, DENG Y C, HU Z L. Current status and advances in strengthening and toughening of TiAl alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(11): 1441-1446.
- [12] WANG L, FAN X G, LU F Y, LIANG Y F, LI S B. Improving the formability and mechanical properties of TiAl alloy by direct forging of uncondensed powder[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 890: 145890.
- [13] YANG J, GAO Z, LIANG Y, WU Y, LI J, HU R. Microstructure refinement assisted by α -recrystallization in a peritectic TiAl alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 11: 1135-1141.
- [14] CHEN X F, TANG B, LIU Y, XUE X Y, LI L, KOU H C, LI J S. Dynamic recrystallization behavior of the Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy during isothermal hot deformation[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2019, 29(5): 587-594.
- [15] USTA M, WOLFE H, DUQUETTE D J, STOLOFF N S, WRIGHT R N. Thermo-mechanical grain refinement in gamma (γ) based TiAl intermetallics[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 359(1): 168-177.
- [16] YANG G, XU X J, SUN T L, XU S, GUI W Y, ZENG J R, MU Y X, LIANG Y F, LIN J P. A refined fully lamellar TiAl alloy extruded at α -phase region: Microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 888: 145804.
- [17] LI X B, QIAN K, SHU L, ZHANG M, CHEN B, LIU K. Tailored fully lamellar microstructure of a newly developed Mn-containing β -solidifying γ -TiAl alloys rolled bar[J]. JOM, 2022, 74(8): 2985-2995.
- [18] TROFIMOV D M, IMAYEV V M, IMAYEV R M. Influence of upset forging and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a new β -solidifying γ -TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2023, 163: 108078.
- [19] SUN T L, LIANG Y F, YANG G, CAO J, GUO Z C, LIN J P. Simultaneously enhancing strength and ductility of high-Nb-containing TiAl alloy via extrusion-assisted microstructure tailoring[J]. Materials Characterization, 2023, 206: 113390.
- [20] IMAYEV V, GANEEV A, NAZAROVA T, IMAYEV R. Effect of hot forging in the ordered phase field on microstructure and mechanical properties of β -solidifying γ -TiAl alloys[J]. Letters on Materials, 2019, 9(4s): 528-533.
- [21] HU Q, WANG Y, LV L X, LUO Y F, SU L, LIU B. Hot deformation behavior and dynamic recrystallization mechanism of Ti-48Al-2Nb-2Cr alloy with near- γ microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 945: 169378.
- [22] CAPRIO L, DEMIR A G, CHIARI G, PREVITALI B. Defect-free laser powder bed fusion of Ti-48Al-2Cr-2Nb with a high temperature inductive preheating system[J]. Journal of Physics: Photonics, 2020, 2(2): 024001.
- [23] SKROTZKI B. Crystallographic aspects of deformation twinning and consequences for plastic deformation processes in γ -TiAl[J]. Acta Materialia, 2000, 48(4): 851-862.
- [24] 杨劫人. β 凝固 TiAl 合金 $\beta/\text{B2}$ 相演变行为及控制研究进展[J]. 铸造技术, 2022, 43(4): 237-244.

- YANG J R. Research progress on evolution behavior and control of β/β_2 Phase in β -solidified TiAl alloy[J]. Foundry Technology, 2022, 43(4): 237-244.
- [25] IMAYEV R M, IMAYEV V M, OEHRING M, APPEL F. Microstructural evolution during hot working of Ti aluminide alloys: Influence of phase constitution and initial casting texture [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(13): 859-867.
- [26] SOHN I, DIPPENAAR R. In-situ observation of crystallization and growth in high-temperature melts using the confocal laser microscope[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2016, 47(4): 2083-2094.
- [27] 杨劫人,张立腾,高子彤,胡锐. 晶界迁移研究进展及其在 TiAl 合金中的原位分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(2): 699-708.
- YANG J R, ZHANG L T, GAO Z T, HU R. Research progress of grain boundary migration and its in-situ study on TiAl alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(2): 699-708.
- [28] PARK J K, KIM S K, OH M S, KIM J S. Continuous-cooling α -to- γ transformation behaviour of Ti-45.5 at.% Al-0.05 at.% B alloy[J]. Philosophical Magazine, 2004, 84(23): 2435-2444.
- [29] HUANG A, HU D, LORETTO M H, WU X. The formation of grain boundary gamma during cooling of Ti46Al8Nb [J]. Intermetallics, 2009, 17(5): 285-290.
- (责任编辑:李亚敏)