● 极端服役条件用轻质耐高温部件高通量评价与优化设计 ●

特邀专栏

High-throughput Evaluation and Optimal Design of Lightweight High-temperature-resistant Components for Extreme Service Conditions

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.4189

Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B 合金多道次热轧后冷却速率对其组织演化及性能的影响

卫贝贝[1],马　彪[1],陈晓飞[1],张　翔[1],唐　斌[1,2]

(1.西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072; 2.西北工业大学重庆科创中心,重庆 401135)

摘　要:在多道次热包套轧制变形后,冷却速率对 TiAl 合金板材的显微组织演变及其宏观力学性能具有显著的调控作用。以 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B(原子分数,%,简称 TNM 合金)合金为研究对象,通过炉冷及空冷两种冷却方式调控轧后冷却速率,系统研究了不同冷速下 TNM 合金板材显微组织形貌、相变过程及再结晶行为,进而对合金室温力学性能进行测试并阐明其变形机制。研究结果表明,缓冷促进了 α_2/γ 片层团内部及边界处 $\alpha_2\rightarrow\beta_o$ 相变,同时有利于片层团周围等轴 γ 再结晶形核以及长大。而快冷促进了 $\alpha_2\rightarrow\gamma$ 相变,α_2/γ 片层间距由缓冷条件下的 140 nm 减小至 60 nm。此外,快冷条件下形成非均匀厚度的 γ 板条以及片层团周围少量的 γ 再结晶使得 TNM 合金板材的室温强塑性同时提高,抗拉强度达到 1 140 MPa,断裂应变超过 1%。

关键词:TiAl 板材;冷却速率;组织演化;拉伸性能

中图分类号:TG146　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)04-0307-09

Effect of the Cooling Rate on the Microstructure Evolution and Properties of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B Alloy After Multiple Pass Hot Rolling

WEI Beibei[1], MA Biao[1], CHEN Xiaofei[1], ZHANG Xiang[1], TANG Bin[1,2]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Innovation Center NPU Chongqing, Chongqing 401135, China)

Abstract: Cooling rate significantly influences the microstructural evolution and mechanical properties of TiAl sheets following multipass hot-pack rolling. In this study, Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2 B (at.%, TNM) sheets were prepared through furnace-cooling and air-cooling methods after rolling. The microstructural morphology, phase transformation, and recrystallization behavior of TNM sheets were systematically investigated at different cooling rates. Furthermore, the mechanical properties of the alloy at room temperature were evaluated, and the underlying deformation mechanisms were clarified. The results indicate that slow cooling facilitates the $\alpha_2\rightarrow\beta_o$ phase transition both within and at the boundaries of α_2/γ lamellar colonies while also promoting the nucleation and growth of equiaxed γ recrystallized grains surrounding these colonies. However, compared with slow cooling, rapid cooling promotes the $\alpha_2\rightarrow\gamma$ phase transition, resulting in a decrease in the α_2/γ interlamellar spacing from 140 nm to 60 nm. In addition, the strength and plasticity of the TNM sheets are simultaneously enhanced because the γ laths have heterogeneous thicknesses and few γ recrystallized grains surround the α_2/γ lamellar colonies under rapid cooling conditions, achieving a tensile strength of 1 140 MPa and an engineering strain exceeding 1%.

Key words: TiAl sheet; cooling rate; microstructure evolution; tensile properties

收稿日期:2024-10-02

基金项目:国家重点研发计划(2021YFB3702604);西北工业大学博士学位论文创新基金(CX2023045)

作者简介:卫贝贝,1997 年生,博士生.研究方向为钛铝合金.Email: wbb@mail.nwpu.edu.cn

通信作者:唐　斌,1984 年生,博士,教授.研究方向为航空航天用先进金属结构材料及其特种制造技术.Email: toby@nwpu.edu.cn

引用格式:卫贝贝,马彪,陈晓飞,张翔,唐斌.Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B 合金多道次热轧后冷却速率对其组织演化及性能的影响[J].铸造技术,2025,46(4):307-315.

WEI B B, MA B, CHEN X F, ZHANG X, TANG B. Effect of the cooling rate on the microstructure evolution and properties of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B alloy after multiple pass hot rolling[J]. Foundry Technology, 2025, 46(4): 307-315.

中国知网　https://www.cnki.net

TiAl 合金具有低密度、高比强度、优异的高温性能以及抗氧化能力，被认为是航空航天领域理想的高温结构材料[1]。作为金属间化合物，TiAl 合金兼具金属与陶瓷的特性，使其在 650~800 ℃服役条件下具有显著优势[2]。近年来，欧美国家掀起了 TiAl 合金板材制备的热潮，将 TiAl 板材用于制造高速飞行器蜂窝状蒙皮、尾喷口扩张调节片、翼部等结构件[3]。然而，由于 TiAl 合金具有本征脆性、热加工能力差，热加工区间窄等因素，极大地增加了板材的制备难度[4]。目前，国内的 TiAl 合金板材制备技术与国际之间仍存在差距，还无法实现大尺寸 TiAl 合金板材的生产加工以及工业化应用。

为避免 TiAl 合金轧制过程中产生剧烈的温降而偏离热加工窗口，通常选用多道次热包套轧制法制备 TiAl 合金板材。目前，TiAl 合金的板材制备主要围绕轧制温度、轧制速率、道次间压下量、变形量等轧制工艺参数进行优化[5-9]。由于轧制工艺以及合金成分的影响，TiAl 合金板材存在片层、双态和近 γ等多种组织形态。其中，片层组织具有优异的高温强度、抗蠕变性能、高的断裂韧性以及疲劳性能，是工程应用的首选组织[10]。片层组织主要由α_2/γ 片层团组成，其中 γ 板条是在冷却过程中严格按照 Blackburn 位向关系：$\{0001\}\alpha_2//\{111\}\gamma$，$<11\bar{2}0>\alpha_2//<1\bar{1}0>\gamma$ 从 α_2 相中析出[11]。已有学者利用多合成孪晶阐明了片层取向对力学性能的影响。结果表明，片层界面与加载轴之间的角度对合金强度与伸长率具有重要影响，且片层团取向一致时，高温服役优势明显[12-14]。大量研究证明，热挤压、热轧制、定向凝固等方式可以有效控制 TiAl 合金片层取向，从而提升性能[15-17]。此外，片层团尺寸以及片层间距与合金强度在一定范围内满足Hall-Petch 关系[18-20]。通过改变轧制温度、道次间压下量、总变形量等参数可以有效调控片层团尺寸，而改变轧后冷却速率可以改变片层间距。目前，常通过热处理手段对片层团进行调控，忽略了通过改变轧后冷速对片层团调控的方式。如若将变形与后续热处理整合为一步，直接获得符合工业化应用的 TiAl 合金板材，将极大地节省人力物力成本，并避免高温热处理造成的 TiAl 合金板材表面氧化。然而，多道次轧制时，道次间回炉保温过程中存在着多种相变，以及在轧制热力耦合作用下产生的再结晶行为使得 TiAl 合金板材显微组织演化极其复杂。因此，需要详细讨论轧后冷却速率对 TiAl 合金板材组织性能的影响。

本工作选取 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B(原子分数，%，下同；简称 TNM) 合金，对其进行多道次热包套轧制。随后，通过炉冷(furnace cooling, FC)及空冷(air cooling, AC)的方式探究冷却速率对 TNM 合金板材显微组织演化的影响规律，对两种板材进行室温力学性能测试并揭示其强塑化机制，为 TiAl 合金板材制备提供理论指导。

1 实验材料与方法

初始材料为 ϕ420 mm×100 mm 的 TNM 合金锻饼，从锻饼中切取 60 mm×60 mm×8 mm 的长方形坯料。随后用高温合金进行封装，封装后的试样尺寸为 90 mm×90 mm×22 mm。将封装好的试样置于热处理炉，随炉升温至 1 250 ℃后保温 1 h，随后采用二辊轧机进行多道次轧制，轧制工艺如下：轧辊速度为 5 m/min，道次间压下量为 10%，每道次间回炉保温 15 min，经过 10 道次轧制后总变形量达到 66%，最后一道次轧制结束后，一个试样随炉冷却至室温，另一个试样空冷至室温(用保温棉覆盖，避免快冷导致的板材热应力开裂)。去除包套后，板材在 900 ℃/6 h 条件下进行去应力退火。

实验采用 TM4000PLUS 台式扫描电镜(SEM)观察 TNM 锻饼以及轧板的显微组织，用带有 EBSD 探头的 Zeiss GeminiSEM 500 电镜分析轧板的相组成及分布情况。在轧板中心位置采用线切割切取 10 mm×5 mm 的小方块，厚度为轧板厚度，对 RD (rolling direction)-ND (normal direction)面进行 SEM 以及 EBSD 表征分析。试样经机械打磨后使用司特尔电解抛光腐蚀仪进行电解抛光。电解抛光溶液配比为：60%甲醇 +35%正丁醇 +5%高氯酸(体积分数)。轧板的室温拉伸试验设备采用德国 Zwick Roell Z5.0TN 万能试验机，拉伸速率为 5.0×10^{-4} s^{-1}，每组至少测试 3 根拉伸试样，拉伸试样标距段尺寸为 8 mm×2 mm×1.5 mm。拉伸试样利用透射电子显微镜(TEM)表征，采用 FEI Talos F200X 电镜，加速电压为 300 kV。在拉伸断口附近切割 5 mm×2 mm×0.2 mm 的薄片，用机械抛光的方法将薄片打磨至 60~70 μm，再采用 Model 110 型电解双喷仪将薄片进一步减薄，电解双喷采用的溶液与电解抛光一致。

2 实验结果及讨论

2.1 TNM 锻饼显微组织

图 1 为锻态 TNM 合金的显微组织，从SEM-BSE 图中可以看出，室温下其显微组织由大量等轴 γ 晶粒(暗色)以及少量等轴 α_2(灰色)和 β_o(亮色)晶粒组成。此外，还观察到一些弯曲的 α_2/γ 残余片层团，片

中国知网 https://www.cnki.net

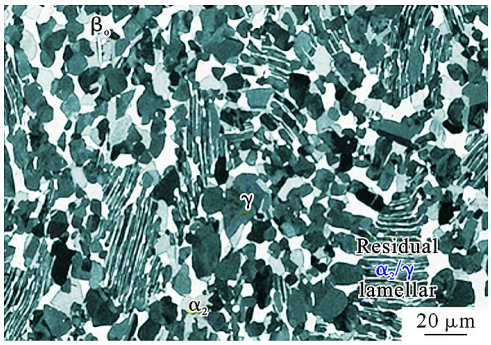

图 1　锻态 TNM 合金的显微组织

Fig.1　Microstructure of the as-forged TNM alloy

层团尺寸约 20~30 μm，这是由于锻造不充分，初始粗大的片层组织并未完全破碎。

2.2　轧后冷却速率对 TNM 板材显微组织的影响规律

图 2 为炉冷和空冷两种冷却方式下 TNM 合金轧板的显微组织。总的来说，轧制后组织为近片层组织，主要由 α_2/γ 片层团、粗大的块状 γ 和条带状 β_o 晶粒组成。在轧制应力下，片层团取向逐渐与轧制方向平行，粗大的块状 γ 和 β_o 晶粒沿着轧向拉长。先前的研究表明，在 1 250 ℃轧制时，TNM 合金位于($\alpha+\beta/\beta_o+\gamma$)三相区，除大尺寸的等轴 α 晶粒外，还存在粗大块状 γ 晶粒及少量分散的 β_o 晶粒[21]。即证明多道次轧制后初始粗大的块状 γ 晶粒保留了下来，而初始分散的 β_o 晶粒聚集形成 50 μm 左右的条带。由图 2b 看出，炉冷条件下，片层团周围存在大量等轴 γ 再结晶晶粒以及细小的 β_o 晶粒。同时，在带状 β_o 晶粒边缘及内部也出现了等轴 γ 晶粒。而在空冷条件下，如图 2d 所示，在片层团周围几乎观察不到细小的 β_o 晶粒，且等轴 γ 再结晶体积分数也急剧下降。此时，带状 β_o 晶粒内部析出少量的针状 γ 晶粒。此外，炉冷条件下 α_2/γ 片层间距更为均匀，而空冷条件下形成了粗细板条交替的片层结构。一般来说，快冷条件下 α_2/γ 片层团间距更细小，而在 900 ℃去应力退火时，部分细小的 α_2 板条会退化分解，发生 $\alpha_2\rightarrow\gamma$ 的相变，并与周围的 γ 板条合并，造成部分 γ 板条增厚的现象[22]。

进一步对炉冷和空冷的试样进行 EBSD 分析，图 3a 和 b 分别为炉冷和空冷试样的相分布图。由图可知，随着冷却速度的增加，γ 相的体积分数由 84.3%增加至 95.6%，而 α_2 相和 β_o 相的含量分别由 3.3%和 9.2%减少至 1.2%和 3.1%。空冷条件下 α_2 相的减少主要有 2 个原因：①在大冷速条件下 α_2 板条十分细小，在后续退火过程中极易分解退化形成 γ 板条，也叫做 α_2/γ 片层组织的平行分解。这是由于快速冷却导致 α_2 相处于热力学非平衡状态，可为 $\alpha_2\rightarrow\gamma$ 相变提供驱动力。且平行分解不会破坏片层完整性亦不会对合金性能产生不利影响；②先前研究发现在 1 250 ℃轧制温度下，γ 板条析出厚度远大于 α_2 板条[9]，这将导致在进行 EBSD 解析时，细小的 α_2 板条难以识别而被解析为 γ 板条。另外，空冷条件下 β_o 相含量降低较为明显。炉冷条件下，在片层团周围甚至内部都观察到了亮黄色弥散分布的 β_o 晶粒。片层内部出现的 β_o 晶粒是由 $\alpha_2\rightarrow\beta_o$ 相变产

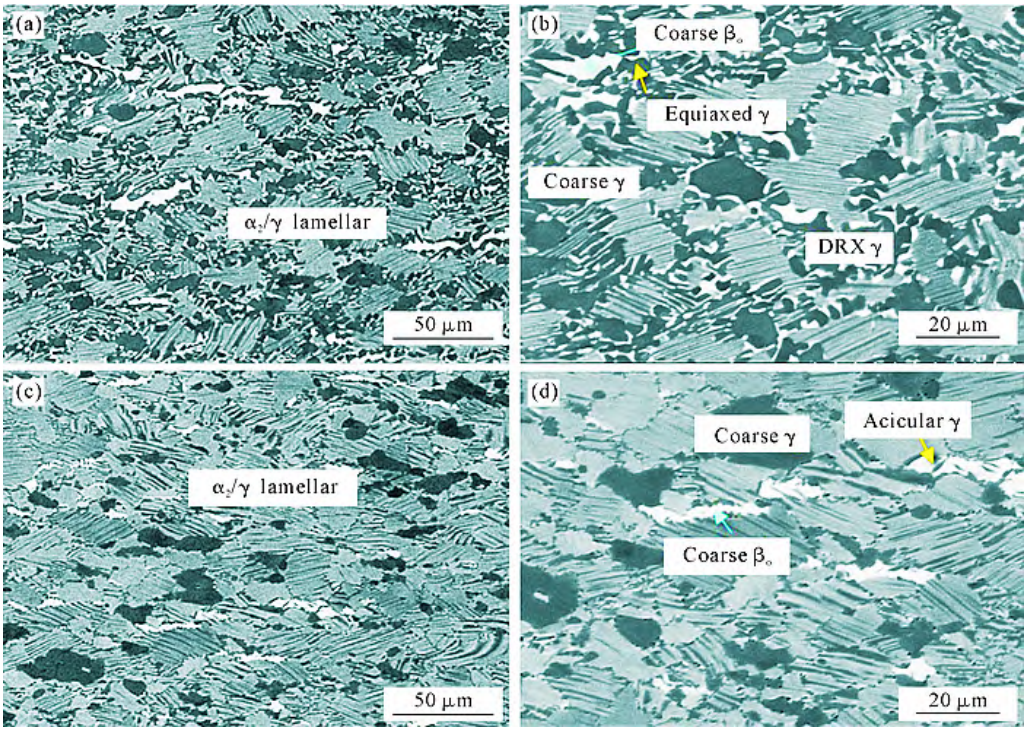

图 2　不同冷却方式下 TNM 合金板材的显微组织：(a, b) 炉冷；(c, d) 空冷

Fig.2　Microstructure of the TNM sheets with different cooling methods: (a, b) FC; (c, d) AC

中国知网　https://www.cnki.net

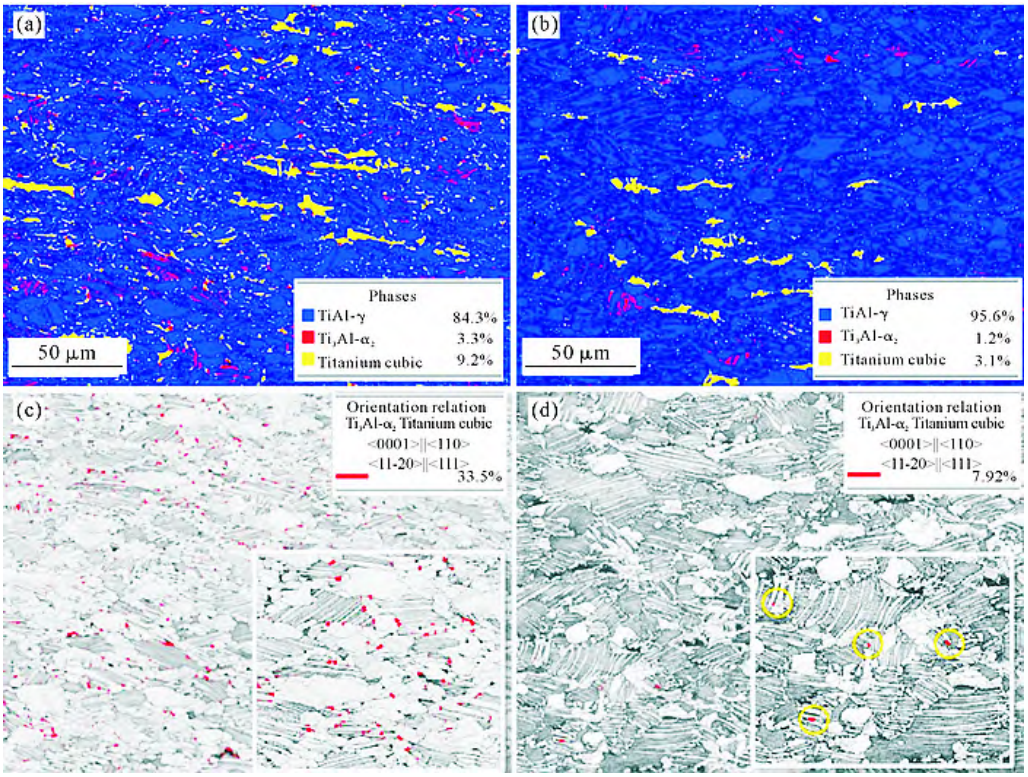

图 3 不同冷却方式下 TNM 合金板材的 EBSD 分析：(a, b) 炉冷和空冷板材的相分布；(c, d) 炉冷和空冷板材的带对比图叠加取向关系

Fig.3 EBSD analysis of the TNM sheets with different cooling methods: (a, b) phase maps of the FC and AC sheets, respectively; (c, d) band contrast (BC) maps overlapped with the orientation relation (OR) maps of the FC and AC sheets, respectively

生。β_o 相一般沿 α_2/γ 片层界面缺陷处形核，并垂直于界面向 α_2 板条内部长大，使 α_2 板条破碎成竹节状[23]，这一过程属于 α_2/γ 片层组织的垂直分解。这种分解方式严重破坏了片层组织的完整性并显著影响合金的力学性能。而对于片层团边缘处细小的 β_o 晶粒的形成，是由于片层团边界存在着较大的畸变，随后在炉冷过程中为 $\alpha_2 \rightarrow \beta_o$ 相变提供驱动力。图 3c 和 d 为炉冷和空冷条件下试样的带对比图叠加 α_2 相与 β_o 相的取向关系图，符合 Burgers 取向关系的用红线表示。可以看出，炉冷条件下，满足 Burgers 取向关系的 α_2 相与 β_o 相比例高达 33.5%，而空冷条件下仅有 7.92%，即证明炉冷有助于促进 $\alpha_2 \rightarrow \beta_o$ 相变产生。

此外，分析了冷却速率对再结晶行为的影响。通过晶粒内部取向法(grain orientation spread, GOS)统计合金的再结晶程度。GOS 方法通过统计 1 个晶粒内部每个采集点的取向与平均晶粒取向的差异来区别再结晶晶粒与变形晶粒[24]。GOS 方法需要确定的阈值来区分再结晶晶粒与变形晶粒，本文定义 GOS 值低于 2°的为再结晶晶粒，而 GOS 值高于 2°为变形晶粒。图 4a 和 b 分别为炉冷和空冷条件下试样的 GOS 分布图，其中，再结晶晶粒主要存在于蓝色和绿色区域，该区域分布的位错密度较低，这是由于在变形过程中产生的位错被动态再结晶过程所消耗。而黄色、橘色和红色区域为变形区域，存在高密度位错。可以明显看出，在空冷条件下，几乎全为变形区域。两种冷却方式下的 GOS 值在图 4e 中列出，炉冷和空冷条件下的再结晶程度分别为 64.7%、40.6%。图 4c 和 d 统计了不同冷却速率下 γ 相的晶界分布，其中，天青色为小角度晶界(low-angle grain boundaries, LAGB, 1°~10°)；蓝色为中角度晶界(medium-angle grain boundaries, MAGB, 10°~15°)；黑色为大角度晶界(high-angle grain boundaries, HAGB, 15°~180°)；红色为孪晶界(twin boundaries, TBs, 65°±5°)，具体的体积分数如图 4f 所示。由图可知，空冷条件下存在高密度的 LAGB，其体积分数为 49.5%，且存在于 α_2/γ 片层团内部。一般 1°~2°的 LAGB 认为是位错，因此在空冷条件下，片层团内部存在高密度位错。这是由于轧制结束后在空气中的快速冷却，形成较细的片层，位错滑移受阻，塞积在片层界面处。同时，由于冷却速度过快，来不及再结晶形核，因此大量位错保留在片层团边界处。此外，在片层团内部存在大量 TBs。Zhang 等[25]指出，片层团中的 γ 孪晶尺寸较窄，是轧制后期形成的，即 γ 板条先从 α 中析出，随后发生 $\gamma \rightarrow \gamma$ 孪晶或 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 孪晶的相变。空冷与炉冷条件下的孪晶界含量分别为 22.6% 和 29.1%，可以推断由于空冷条件下的冷却速度较快，γ 孪晶的析出受到了抑制。

中国知网 https://www.cnki.net

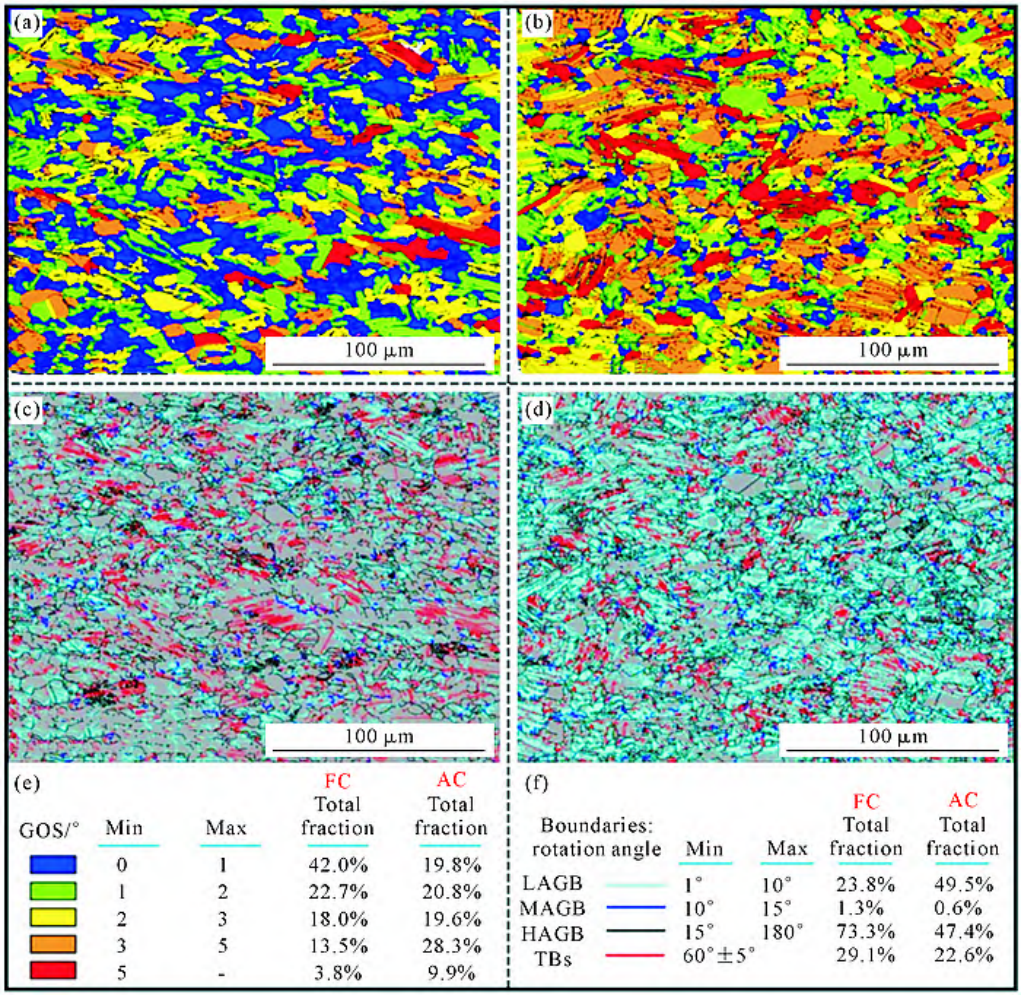

图 4　炉冷和空冷板材的 GOS 图以及晶界分布图:(a, b) 炉冷和空冷板材的 GOS 图;(c, d) 炉冷和空冷板材的带对比图叠加晶界;(e) GOS 值;(f) 晶界分数

Fig.4　GOS maps and grain boundary distributions resulting from the FC and AC sheets: (a, b) GOS maps of the FC and AC sheets, respectively; (c, d) BC maps showing the overlapping grain boundaries of the FC and AC sheets, respectively; (e) GOS values; (f) volume fractions of the grain boundaries

2.3　轧后冷却速率对 TNM 板材力学性能的影响

图 5 为炉冷和空冷条件下 TNM 合金板材的室温力学性能。由图可知,在炉冷条件下,合金极限抗拉强度约为 930 MPa,断裂应变为 0.94%。而在空冷条件下,合金抗拉强度明显增大,上升至 1 140 MPa 左右,同时,其断裂应变也有一定的提升,为 1.07%。一般来说,强度与塑性之间存在倒置关系,而在本研究中,空冷条件下强塑性同时提升。

为了进一步研究冷却速率对合金变形机制的影响,对炉冷和空冷的拉伸试样进行了 TEM 表征。图 6 为炉冷和空冷条件下的 α_2/γ 片层团的明场像,其中颜色较浅的为 γ 板条,颜色较深的为 α_2 板条,可以看到 γ 板条厚度明显比 α_2 板条大。同时观察到,在炉冷条件下,α_2/γ 片层间距较大,约为 140 nm,而在空

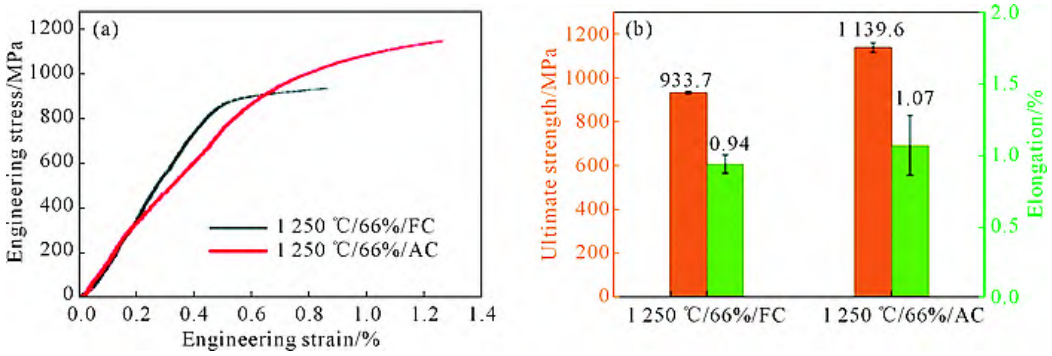

图 5　炉冷和空冷板材的室温拉伸性能:(a) 拉伸曲线;(b) 拉伸性能对比

Fig.5　Room-temperature tensile properties of the FC and AC samples: (a) tensile engineering stress-strain curves; (b) comparison of the mechanical properties of the FC and AC samples

中国知网　https://www.cnki.net

冷条件下，α_2/γ 片层间距明显减小至 60 nm。这是由于冷速过快，γ 板条不能充分长大，因此出现极细的 α_2 板条与 γ 板条相互排列。此外，空冷条件下，存在异常粗大的 γ 板条，这也与 SEM 图像结果一致。

2.4 TNM 板材强塑化机制

图 7 为炉冷拉伸试样的 TEM 图像。图 7a 和 c 为在等轴 γ 晶粒内部观察到的机械孪晶。一般来说，为了满足 von Mises 塑性准则，多晶材料需要 5 个独立的滑移系才能满足塑性变形。而 γ 相的位错滑移主要在 {111} 晶面上，主要有以下 3 种位错：***b***=1/2<110] 的普通位错、***b***=1/2<112] 或 <011] 超位错、以及 ***b***=1/6<112] 的孪晶位错。已有学者证明超位错难以激活，由于 γ 相自身的滑移系不足，普通位错滑移系 1/2<110]{111} 只有 3 个独立的滑移系统，因此需要激活另外两个孪晶系统才可满足变形需求，所以在 γ 相内部很容易形成机械孪晶来协调变

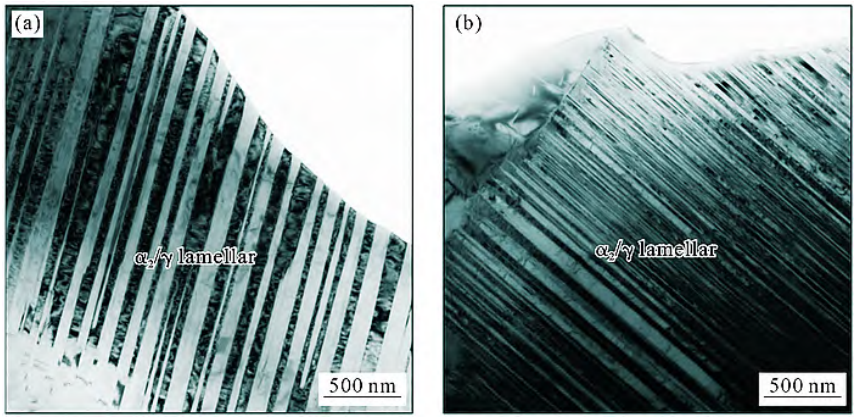

图 6 TNM 合金板材中片层组织的 TEM 像：(a) 炉冷；(b) 空冷

Fig.6 TEM images of lamellar structure in TNM sheets: (a) FC; (b) AC

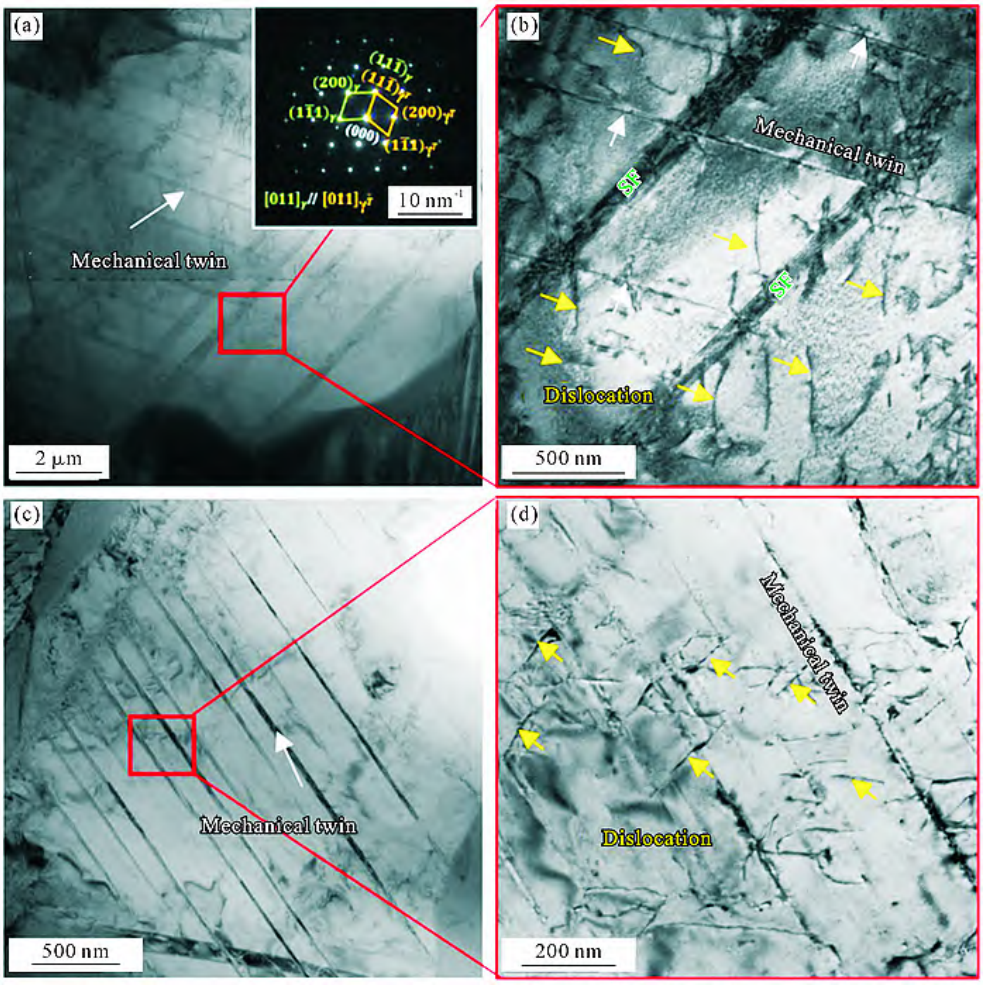

图 7 炉冷板材室温拉伸后的 TEM 像：(a, c) 机械孪晶；(b, d) 机械孪晶与位错交互

Fig.7 TEM images of the FC sheet after being stretched at room temperature: (a, c) mechanical twins; (b, d) interactions between mechanical twins and dislocations

中国知网 https://www.cnki.net

形[26-27]。图 7b 和 d 为红色区域的放大图，由图可知，在细小机械孪晶界面附近存在大量位错，位错沿近乎垂直于孪晶界面的方向排列，已有部分位错穿过了机械孪晶界面，并发生一定的扭折，表明孪晶界对位错滑移具有一定的阻碍作用。此外，γ 相内部出现了少量层错。对于近 FCC 结构的 γ 相来说，为了降低能量，1/2<110] 全位错通常会分解为 2 根 1/6<112]肖克莱不全位错，中间夹着一片层错区。层错和孪生的形成往往与位错的运动存在竞争关系。层错能的高低会影响这种竞争，例如在低层错能的合金中，孪生占主导，而在高层错能合金中，位错滑移可能占主导地位[28]。在某些情况下，层错和孪生可能与位错产生交互作用，可以共同促进合金的塑性变形。层错的存在可能会促进位错的交叉滑移，而孪生的形成可能会为位错提供新的滑移路径。然而等轴 γ 晶粒依旧以孪生变形为主导，位错滑移十分有限，因此等轴 γ 晶粒更易开裂，且等轴 γ 晶粒尺寸越大，裂纹扩展越迅速。炉冷条件下，α_2/γ 片层团周围存在大量的等轴 γ 晶粒，这可能是造成其塑性较差的原因。

图 8 为空冷拉伸试样的 TEM 图像。图 8a 为 α_2/γ 片层团内部观察到的位错，由图可知，位错始于 γ 板条内部，并终止于 α_2 板条。这说明位错容易在 γ 板条内部滑移，而在 α_2 板条与 γ 板条界面处塞积。由于空冷条件下，α_2/γ 片层团间距较细，位错滑移距离较短，更容易塞积，因此空冷条件下合金的室温强度远大于炉冷条件。图 8b 为 γ 板条内部的机械孪晶，孪晶界可以有效阻碍位错运动，且机械孪晶尺寸与合金强度亦满足霍尔佩奇关系[29]，孪晶尺寸越细小，合金强度越高。图 8c 为 γ 板条内部的层错和孪晶与位错交互。可以观察到，当孪晶尺寸较小时，位错可穿过孪晶界面。在变形过程中，位错主要沿着{111}孪晶面滑移，但是变形过程中产生的位错数量较多，容易塞积在孪晶界。随着进一步的变形，塞积在孪晶界的位错群在应力集中的驱动力下可以穿过孪晶界面并进入下一个孪晶中。同时，位错在穿越

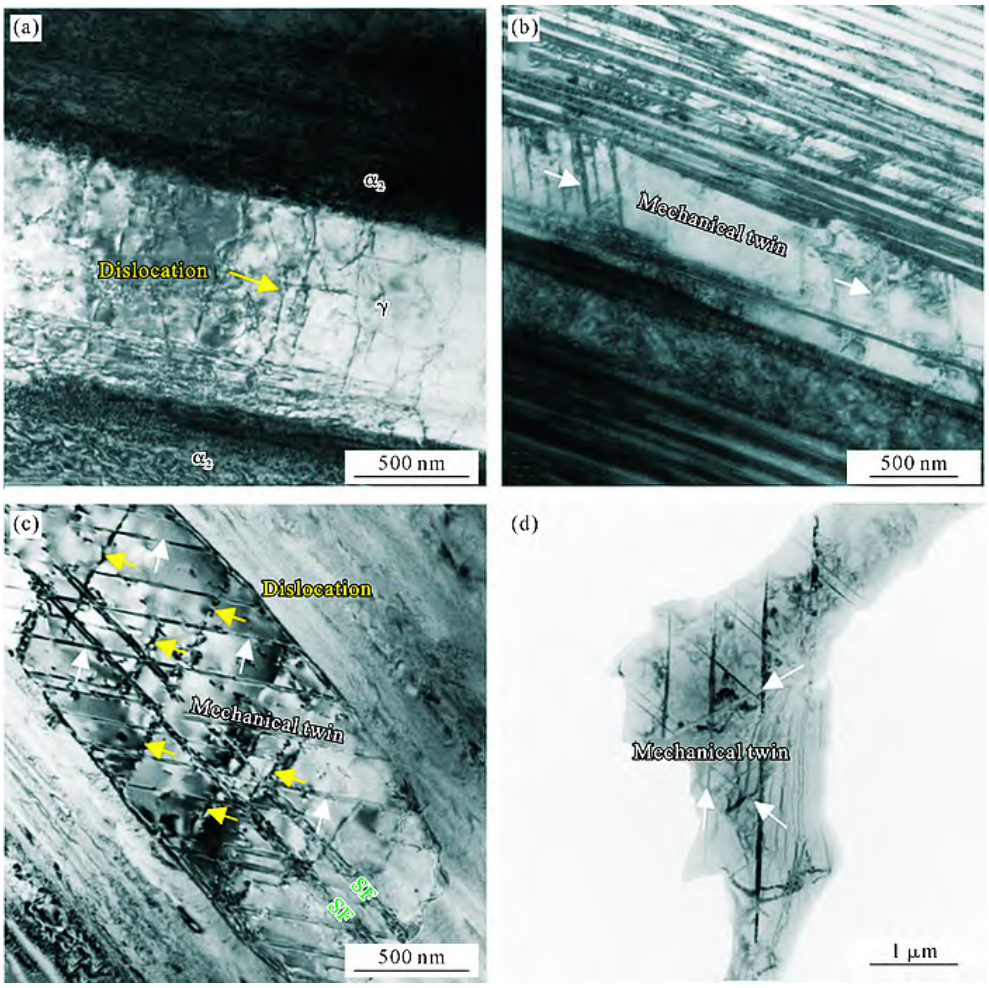

图 8 空冷板材室温拉伸后的 TEM 图像：(a) γ 板条中的位错；(b) γ 板条中的机械孪晶；(c) γ 板条中的机械孪晶、层错与位错；(d) 块状 γ 相内部的孪晶交割

Fig.8 TEM images of the AC sheet after being stretched at room temperature: (a) dislocations in the γ lath; (b) mechanical twins in the γ lath; (c) mechanical twins, stacking faults (SFs), and dislocations in the γ lath; (d) mechanical twins intersecting within the blocky γ phase

中国知网　https://www.cnki.net

孪晶界的过程中会发生部分分解，孪晶界会吸收残余不全位错从而释放部分应力，承受部分的塑性变形[30]。位错穿过孪晶界为硬模式，位错沿晶界滑移为软模式。因此在孪晶与位错的交互作用下共同提高了合金的室温强度与塑性[31-32]。图 8d 为块状 γ 晶粒内部观察到的不同取向交割的 γ 孪晶，这是由{111}面上 1/6<112]肖克莱不全位错滑动产生[33]。非平行的不全位错导致 γ 孪晶取向差异，不同取向的孪晶交割也可大大提高合金强度。因此，空冷条件下合金室温拉伸机制复杂，非均匀厚度的 γ 板条内部位错塞积与位错滑移共存，厚 γ 板条中的层错和孪生与位错交互、等轴 γ 内部的机械孪晶交割等多种变形机制使得合金强塑性同步提升。

3 结论

(1)轧后冷却速率显著影响 TNM 合金板材显微组织。随着冷却速率增大，α_2/γ 片层间距由 140 nm 急剧下降至 60 nm。此外，缓冷促进 $\alpha_2\rightarrow\beta_o$ 相变发生，使得 α_2/γ 片层团内部以及边界处细小弥散的 β_o 相体积分数增加；快冷促进 $\alpha_2\rightarrow\gamma$ 相变发生，部分细小的 α_2 板条退化成 γ 板条，使其与周围 γ 板条合并，形成非均匀厚度的 γ 片层。

(2)缓冷有利于 γ 再结晶晶粒在片层团边界处形核、长大，合金整体再结晶程度较高；快冷抑制 γ 再结晶形核，α_2/γ 片层团内部及边界处存在高密度位错，合金整体再结晶程度显著降低。

(3)空冷条件下获得的 TNM 合金板材室温拉伸性能最佳，抗拉强度达到 1 140 MPa，断裂应变超过 1%。空冷条件下合金的室温变形机制复杂，非均匀厚度的 γ 板条内部位错塞积与位错滑移共存，γ 板条中的层错和孪生与位错交互以及等轴 γ 内部的机械孪晶交割等多种变形机制协同调控，促进合金的强塑性同步提升。

参考文献：

[1] LORIA E A. Gamma titanium aluminides as prospective structural materials[J]. Intermetallics, 2000, 8(9-11): 1339-1345.

[2] DUAN B H, YANG Y C, HE S Y, FENG Q S, MAO L, ZHANG X X, JIAO L N, LU X G, CHEN G Y, LI C H. History and development of γ-TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164811.

[3] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and applications of intermetallic γ-TiAl-based alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(9): 551-570.

[4] 陈玉勇，叶园，孙剑飞. TiAl 合金板材轧制研究现状[J]. 金属学报，2022, 58(8): 965-978.
CHEN Y Y, YE Y, SUN J F. Present status for rolling TiAl alloy sheet[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(8): 965-978.

[5] ZHOU H T, KONG F T, WU K, WANG X P, CHEN Y Y. Hot pack rolling nearly lamellar Ti-44Al-8Nb-(W, B, Y) alloy with different rolling reductions: Lamellar colonies evolution and tensile properties[J]. Materials & Design, 2017, 121: 202-212.

[6] LI T R, LIU G H, XU M, WANG B X, NIU H Z, MISRA R D K, WANG Z D. Effects of hot-pack rolling process on microstructure, high-temperature tensile properties, and deformation mechanisms in hot-pack rolled thin Ti-44Al-5Nb-(Mo, V, B) sheets[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 764: 138197.

[7] LIANG X P, LIU Y, LI H Z, GAN Z Y, LIU B, HE Y H. An investigation on microstructural and mechanical properties of powder metallurgical TiAl alloy during hot pack-rolling [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 619: 265-273.

[8] WEI B B, TANG B, CHU Y D, DU L H, CHEN X F, ZHU L, LI J S. The microstructure evolution and tensile properties of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B alloy during hot rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 861: 144347.

[9] WEI B B, TANG B, HUANG X Y, DU L H, ZHU L, CHEN X F, LI J S. Microstructure evolution and recrystallization of Ti-44.5Al-3.8Nb-1Mo-0.2B alloy with different initial microstructure during hot pack rolling[J]. Materials & Design, 2022, 223: 111138.

[10] XIA Z W, SHAN C W, ZHANG M H, CUI M C, LUO M. Machinability of γ-TiAl: A review [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2023, 36(7): 40-75.

[11] SCHNABEL J E, SCHEIDER I. Crystal plasticity modeling of creep in alloys with lamellar microstructures at the example of fully lamellar TiAl[J]. Frontiers in Materials, 2021, 7: 581187.

[12] INUI H, OH M H, NAKAMURA A, YAMAGUCHI M. Room-temperature tensile deformation of polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992, 40(11): 3095-3104.

[13] YAMAGUCHI M, JOHNSON D R, LEE H N, INUI H. Directional solidification of TiAl-base alloys [J]. Intermetallics, 2000, 8(5-6): 511-517.

[14] CHEN G, PENG Y B, ZHENG G, QI Z X, WANG M Z, YU H C, DONG C L, LIU C T. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications [J]. Nature Materials, 2016, 15: 876-881.

[15] JIA M Y, QIANG F M, YU Y H, WANG Y R, LI J S, KOU H C. Tailoring lamellar orientation and tensile properties of TNM alloy via extrusion [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 363-370.

[16] GAO S B, LIANG Y F, YE T, XU S, HE J P, LIN J P. In-situ control of microstructure and mechanical properties during hot rolling of high-Nb TiAl alloy[J]. Materialia, 2018, 1: 229-235.

[17] YU Y H, KOU H C, WANG Y R, WANG Y C, JIA M Y, LI H C, LI Y Q, WANG J, LI J S. Controlling lamellar orientation of Ti-47.5Al-5Nb-2.5V-1Cr alloy by conventional casting[J]. Scripta Materialia, 2023, 223: 115080.

[18] MERCER C, SOBOYEJO W O. Hall-Petch relationships in gamma titanium aluminides[J]. Scripta Materialia, 1996, 35(1): 17-22.

[19] PANOV D O, SOKOLOVSKY V S, STEPANOV N D, ZHEREB-

中国知网 https://www.cnki.net

TSOV S V, PANIN P V, VOLOKITIN E I, NOCHOVNAYA N A, SALISHCHEV G A. Effect of interlamellar spacing on strength-ductility combination of β-solidified γ-TiAl based alloy with fully lamellar structure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 862: 144458.

[20] 曹国鑫,林建国,孙志鹏,张永刚,陈昌麒. 晶粒尺度和片层厚度对全片层 γ-TiAl 合金性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(3): 172-176.
CAO G X, LIN J G, SUN Z P, ZHANG Y G, CHEN C Q. Influences of grain size and lamellar spacing on the properties of fully lamellar γ-TiAl alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000, 29(3): 172-176.

[21] 卫贝贝,唐斌,陈晓飞,张翔,朱雷,刘仁慈,李金山. Ti-(43-45)Al-4Nb-1Mo-0.2B 合金轧制过程中显微组织演化及力学响应[J/OL]. 金属学报,2024. https://link.cnki.net/urlid/21.1139.TG.20240726.1124.002.
WEI B B, TANG B, CHEN X F, ZHANG X, ZHU L, LIU R C, LI J S. Microstructure evolution and mechanical response of Ti-(43-45)Al-4Nb1Mo-0.2B alloys during the hot-pack rolling[J/OL]. Acta Metallurgica Sinica, 2024. https://link.cnki.net/urlid/21.1139.TG.20240726.1124.002.

[22] BESCHLIESSER M, CHATTERJEE A, LORICH A, KNABL W, KESTLER H, DEHM G, CLEMENS H. Designed fully lamellar microstructures in a γ-TiAl based alloy: Adjustment and microstructural changes upon long-term isothermal exposure at 700 and 800 ℃[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 329-331: 124-129.

[23] QIANG F M, KOU H C, WANG L L, LI J S. β_o precipitation in α_2 lamellae of the β-solidifying multiple-phase γ-TiAl alloy[J]. Materials Characterization, 2020, 167: 110474.

[24] LIU G H, LI T R, WANG X Q, GUO R Q, MISRA R D K, WANG Z D, WANG G D. Effect of alloying additions on work hardening, dynamic recrystallization, and mechanical properties of Ti-44Al-5Nb-1Mo alloys during direct hot-pack rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 773: 138838.

[25] ZHANG Y, WANG X P, KONG F T, SUN L L, CHEN Y Y. A high-performance β-solidifying TiAl alloy sheet: Multi-type lamellar microstructure and phase transformation[J]. Materials Characterization, 2018, 138: 136-144.

[26] FISCHER F D, SCHADEN T, APPEL F, CLEMENS H. Mechanical twins, their development and growth[J]. European Journal of Mechanics A/Solids, 2003, 22(5): 709-726.

[27] MARKETZ W T, FISCHER F D, CLEMENS H. Deformation mechanisms in TiAl intermetallics—experiments and modeling[J]. International Journal of Plasticity, 2003, 19(3): 281-321.

[28] 张哲峰,李克强,蔡拓,李鹏,张振军,刘睿,杨金波,张鹏. 层错能对面心立方金属形变机制与力学性能的影响[J]. 金属学报, 2023, 59(4): 467-477.
ZHANG Z F, LI K Q, CAI T, LI P, ZHANG Z J, LIU R, YANG J B, ZHANG P. Effects of stacking fault energy on the deformation mechanisms and mechanical properties of face-centered cubic metals[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(4): 467-477.

[29] 卢磊,尤泽升. 纳米孪晶金属塑性变形机制[J]. 金属学报,2014, 50(2): 129-136.
LU L, YOU Z S. Plastic deformation mechanisms in nanotwinned metals[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(2): 129-136.

[30] SKROTZKI B. Crystallographic aspects of deformation twinning and consequences for plastic deformation processes in γ-TiAl[J]. Acta Materialia, 2000, 48(4): 851-862.

[31] LU K. Stabilizing nanostructures in metals using grain and twin boundary architectures[J]. Nature Reviews Materials, 2016, 1: 16019.

[32] LI X Y, WEI Y J, LU L, LU K, GAO H J. Dislocation nucleation governed softening and maximum strength in nano-twinned metals [J]. Nature, 2010, 464: 877-880.

[33] BERAN P, HECZKO M, KRUML T, PANZNER T, PETEGEM S V. Complex investigation of deformation twinning in γ-TiAl by TEM and neutron diffraction[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2016, 95: 647-662.

(责任编辑:杨浩雪)

中国知网　https://www.cnki.net