DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20230672

# 厚板热轧开坯 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金的 显微组织及热变形能力

李天瑞1,杨 永1,沈晓辉1,刘国怀2,王昭东1,2

(1. 安徽工业大学,安徽 马鞍山 243000)
 (2. 东北大学,辽宁 沈阳 110819)

**摘 要:**采用 Marc 有限元模拟软件对 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金的厚板热轧开坯过程进行模拟,建立了三维热力 耦合有限元模型,分析了轧制过程中 TiAl 合金不同位置的温度、等效应力和等效应变等,重点研究沿厚板厚度方向的 等效塑性应变分布特征。基于模拟结果,对 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金进行了厚板热轧开坯,考察了板材沿厚度方 向的显微组织演变规律及开坯工艺对其热变形能力的影响。结果表明,开坯板材的显微组织主要由少量的残余片层和 细小的 B2、y和a2多相混合组织组成,由板材边缘至心部的等效塑性应变逐渐升高,这使组织中残余片层的含量由板材 边缘至心部逐渐降低,板材心部的组织会发生较大程度的流变软化。基于厚板热轧开坯工艺对显微组织的影响规律, 初步确定了 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金的薄板制备工艺。在该合金的板材制备工序中,随着板材厚度的降低,应适 当增加回炉次数或延长回炉时间,并减小轧制变形量,以降低板材心部至边缘的温度和应变分布梯度,同时,在轧制 工序后期,可通过提高轧制温度实现显微组织进一步细化。

关键词: TiAl 合金; 包套热轧; 有限元模拟; 热变形

中图法分类号: TG146.23	文献标识码: A	文章编号:	1002-185X(2024)12-3503-11
------------------	----------	-------	---------------------------

钛铝 (TiAl)合金具有低密度、优异的抗氧化性 能、高比强度等特点,是一种在 650~850 ℃温度范围 具有竞争力的新型轻质高温合金<sup>[1-3]</sup>。TiAl 合金板材 可用于高压压气机的机匣和飞行器的热防护蒙皮等, 在航空航天领域的应用前景日渐广阔<sup>[4-5]</sup>。然而,TiAl 合金的本征脆性及较差的高温变形能力大幅增加了 它的板材制备难度。随着高温变形能力优异的β型 γ-TiAl 合金 (成分范围为 Ti-(40~45)Al-(2~8)Nb-(1~8) (Cr, Mn, V, Mo)-(0~0.5)(B, C))被提出,TiAl 合金轧制板材的制备再次成为研究热点<sup>[6-8]</sup>。

β相稳定元素(如 Nb、Mo、V、Cr 等)的添加可 改变 TiAl 合金的凝固路径,引入大量的 $\beta$ /B2 相,这可 以明显降低 TiAl 合金在热机械加工时的流变应 力<sup>[9-12]</sup>。研究者采用铸锭冶金或粉末冶金法对 $\beta$ 型 γ-TiAl 合金的板材制备开展了较为深入的研究。Zhang 等<sup>[13-14]</sup>通过在( $\alpha$ +γ)双相区(1260 °C)轧制,获得尺寸 为 875 mm×70 mm×2.6 mm 的 Ti-43Al-9V-0.2Y 合金板 材,通过该工艺获得的包含纳米反相畴的细小双态 ( $\beta$ /γ+ $\alpha$ 2/γ)组织,将锻态 TiAl 合金的室温抗拉强度( $\sigma$ b) 和断裂延伸率( $\delta$ )分别提高至 826 MPa 和 1.4%。Zeng<sup>[15]</sup> 在 1250 ℃对原始尺寸为 111 mm×94 mm×10 mm 的 Ti-44.5Al-3.8Nb-1.0Mo-0.3Si-0.1B 合金板坯进行铸锭 直接热轧,最终获得尺寸为 510 mm×105 mm×1.40 mm、 晶粒尺寸为 5~15  $\mu$ m 的 $\beta$ 型 $\gamma$ -TiAl 合金板材。Zhang 等<sup>[16]</sup> 在 1100~1200 ℃轧制温度范围内,成功获得表面质量 良好的 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金板材,长宽约为 150 mm× 50 mm, 板坯整体变形量约为 80%。Liang<sup>[17]</sup>在 1220~1300 ℃温度范围对粉末冶金 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金进行不同变形量的包套轧制,获得尺寸为 (90~180) mm×(40~50) mm×(2~5) mm 的 TiAl 合金板 材,部分板材出现了裂纹,因此,提出了"增速轧制" 来优化 TiAl 合金的板材质量及其组织性能。近些年 来,关于 $\beta$ 型y-TiAl 合金板材制备的研究取得了较大的 进展。但大尺寸、高塑性 TiAl 合金板材的制备仍存在 技术瓶颈,尤其是厚板轧制过程的显微组织演变、应 力和应变分布特征及其对后续轧制工艺的制定有何影 响缺乏系统研究[18-19]。

本工作研究了热轧开坯 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B

收稿日期: 2023-12-05

**基金项目**:国家自然科学基金(52301028,52071065);安徽省科技厅自然科学基金(2208085QE147);安徽省教育厅高校科研项目 (2022AH050333);安徽工业大学青年基金(QZ202102)

作者简介: 李天瑞, 女, 1992 年生, 博士, 讲师, 安徽工业大学冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243000, E-mail: litr@ahut.edu.en

合金板材沿厚度方向的显微组织演变规律及开坯工艺 对合金热变形能力的影响。首先,通过对 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B合金的热轧开坯过程进行热 力耦合有限元模拟,分析了在该过程中TiAl合金板材 截面的温度、应力和应变分布特征。接下来,按照模型 设定的工艺参数进行了TiAl合金的厚板开坯实验,考 察了板材沿厚度方向上的显微组织演变。最后,对轧制 前后的板材进行了热压缩试验,对比分析了开坯前后 TiAl合金的流变应力及加工硬化率特征。本工作可为β 型γ-TiAl合金的大尺寸薄板制备提供一定的指导意见。

### 1 实 验

采用真空自耗电弧炉经过3次重熔获得名义成分为 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金铸锭,并对铸锭进行1260℃保温4h 后随炉冷却的均匀化处理。

轧制模拟采用 Marc 有限元模拟软件。轧制设备 选用 $\Phi400 \text{ mm} \times 400 \text{ mm}$ 二辊热轧试验机,轧辊选用刚 体。TiAl 合金坯料采用矩形铸坯, 尺寸为 65 mm×65 mm ×30 mm。包套材料选用 310 S 不锈钢,包套处理后尺 寸为 98 mm×98 mm×50 mm。轧制温度为 1200 ℃, 轧 制速度为 0.3 m·s<sup>-1</sup>, 道次变形量为 13.7%~20%, 共进 行4道次轧制,其中第二、三道次间回炉保温2min。 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金和 310 S 不锈钢的高温 塑性参数通过热模拟试验机获得。热模拟试验样品尺 寸为Φ8 mm×12 mm (变形高度为 12 mm),将切取的 圆柱形试样表面车光亮后,使用 Gleeble-3500 热模拟 试验机对其进行单道次热压缩。单道次压缩实验在高 纯 Ar 气气氛保护下进行, 样品均以 10 ℃/s 的速率升 温至 1050~1250 ℃, 保温 300 s 后开始变形, 变形量 为工程应变 60%, 应变速率范围为 0.001~1 s<sup>-1</sup>, 变形 后立即淬火。在模型中设定轧辊与坯料的导热系数为 10 kW/(m<sup>2</sup>·K),包套与 TiAl 合金坯料接触换热系数为 15 kW/(m<sup>2</sup>·K), 其之间的摩擦因数设定为 0.4, 表面对 流辐射综合换热系数为 50 W/(m<sup>2</sup>·K)。

厚板包套热轧开坯的几何模型装配图如图 la 所示。 因轧件呈对称变形,所以选取 1/4 模型进行分析,如图 lb 所示。经过镜像对称的剖面、数据采集跟踪点(A~D) 和绘图路径(黄色箭头)的选取方式如图 lc 所示。

采用 ULTRA55 扫描电子显微镜(SEM)的背散 射电子像(BSE)、背散射电子衍射(EBSD)技术和 FEI Tecnai G<sup>2</sup> F20 场发射透射电子显微镜(TEM)进 行微观组织观察和分析。用于 SEM-BSE 和 EBSD 观 察的样品制备方法如下:金相试样经过机械研磨后, 使用配比(体积比)为高氯酸:正丁醇:甲醇=1:7:12 的 溶液进行电解抛光,电解抛光温度约为-25 ℃,电压 为 25~30 V,电解抛光时间约 30 s。用于 TEM 观察的 样品制备方法如下:将尺寸合适的样品经过机械研磨 至 30~50 μm,使用冲孔器获得Φ3 mm 的圆片后,使 用与上述电解抛光相同配比的溶液进行电解双喷减 薄,电解双喷温度低于-20 ℃,电压为 25 V。

经过均匀化处理的 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金的显微组织如图 2a 和 2b 所示,该组织由y/a2(深灰色/浅灰色衬度)片层团及其附近的y相和 B2 相(白亮衬度)组成。

采用电火花线切割技术在经过均匀化处理的铸锭 心部切取尺寸为 65 mm×65 mm×30 mm 的方形坯料,包 套处理后的坯料尺寸约为 100 mm×100 mm×50 mm,包 套材料为 310 S 不锈钢+Mo 片+防氧化涂层。厚板开坯 热轧的轧制温度为 1200 ℃,轧制速度为 0.3 m·s<sup>-1</sup>,道 次变形量为 13.7%~20%,第 2、3 道次间回炉保温 2 min。 将经过 50%整体变形的板坯空冷,最终通过机加工的 方法去除包套。图 2c 和 2d 为去除包套材料后的样品 照片。经过开坯的 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金尺 寸为 112 mm×73 mm×(13.5~15) mm。板材表面无裂纹, 整体质量良好。采用电火花线切割技术在厚板上切取 尺寸为Φ8 mm×12 mm(变形高度为 12 mm)的圆柱形 试样进行单道次热压缩实验,取样方式如图 2b 中插图 所示。样品均以 10 ℃/s 的速率升温至 1050、1150 和



图 1 厚板包套热轧开坯有限元模型及观察面/点的选取

Fig.1 Finite element simulation models of the primary rolling and the plane/points selected for result tracking: (a) assembly drawings of geometric model; (b) section method of profile of TiAl alloy; (c) tracking points and drawing path section method



图 2 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金的原始显微组织及热轧开坯后板材的照片

Fig.2 Original microstructures (a-b) of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy and macro appearance images of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet after hot rolling (c-d)

1250 ℃,保温300 s后开始变形,变形量为工程应变 60%,应变速率为0.1 s<sup>-1</sup>,变形后立即淬火。

## 2 结果与分析

#### 2.1 热力耦合有限元模拟

图 3 显示的是 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金厚板 热轧开坯过程中剖面的温度及等效应变分布云图。经过 第1道次轧制(变形量约为20%),板材产生明显的升 温,其心部温度范围为1210~1213 ℃,棱边处发生约4℃ 温降,如图 3a 所示,板材整体温度分布较均匀。随着轧 制工序继续进行至第2道次(变形量约15%),板材心 部至边缘出现了约10℃的温度差,板材心部温度仍高 于1210℃,而板材上下表面散热较严重,但温度仍保 持在初始轧制温度(1200 ℃)附近,如图 3b 所示。可 见,在开坯初期(总变形量约30%),包套材料对于此 合金板材的轧制具有较好的保温作用,在此轧制工艺下 产生的变形热效应会引起板坯心部出现约10℃的温升, 但不会引起心部过热,板坯边缘会在1199~1213℃变温 条件下变形。第2道次轧制完成后,将包套板坯转运至 炉中保温2min,再开始第3道次轧制(变形量约14.7%)。 经变形后的 TiAl 合金板材温度范围为 1207~1210 ℃, 棱 边处温度降至1204~1207℃,板材温度重新分布均匀, 如图 3c 所示。第4 道次轧制后的温度分布如图 3d 所示, 板材变形至厚度约为15mm,相比于前期变形,此时的 板材发生较大幅度的散热,其心部温度为1196~1199℃, 而上下表面温度降至 1186~1188 ℃。

厚板在开坯初期的变形均匀程度较好,如图 3a1 所示,在包套材料的协调变形作用下,TiAl 合金板坯的等效应变分布于 0.24~0.26 之间,其中,棱边处及中间 区域的等效应变量较大。随着轧制工序进行至第 2、3 道次,如图 3b1 和 3c1 所示,板材的应变分布特点相似。板材整体的等效应变分布范围为 0.17~0.21,其中,心 部应变量最大,峰值约为 0.21,心部两侧的局部区域变 形程度最低,应变量范围为 0.17~0.18,其余区域的等效应变约为 0.18~0.19。经过第 4 道次轧制,如图 3d1 所示,板材心部应变量峰值为 0.20,等效应变从心部至 边缘呈梯度减小,板材边缘变形量为 0.16~0.17。

由于 TiAl 合金板坯厚度较大,同时包套材料对其存在约束作用,在温度场分布、包套/TiAl 合金之间的 摩擦力、剪切变形及塑性变形热效应的综合作用下, TiAl 合金板坯的中心区域等效应变量较大,板坯表面 等效应变量略低于心部。均匀的温度和应变分布有利 于获得组织性能良好的 TiAl 合金板材,因此,为了提 高温度和应变均匀性,厚板开坯初期的变形量不宜过 大,从而避免引起过热或板材实际温度与轧制温度偏 差过大。随着轧制工序的进行,应适当增加回炉次数 或延长回炉时间,降低板材心部至边缘的温度梯度, 以促进板材的等效应变分布均匀性。另外,包套材料 与 TiAl 合金板坯之间可添加润滑材料,降低接触面的 摩擦力及剪切力,进而提高板材边缘变形程度。

图 4 为 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金在厚板开 坯过程中,板材剖面上各跟踪点的等效应力随时间的





Fig.3 Distributions of temperature (a-d) and effective strain (a<sub>1</sub>-d<sub>1</sub>) on the cross section of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet during the primary rolling process: (a, a<sub>1</sub>) the first pass (deformation of about 20%); (b, b<sub>1</sub>) the second pass (deformation of about 15%); (c, c<sub>1</sub>) the third pass (deformation of about 14.7%); (d, d<sub>1</sub>) the fourth pass (deformation of about 13.7%)

变化趋势。在轧制工序开始后,包套材料优先进入变 形区,发生塑性变形。如图 4a 所示, TiAl 合金板材在 包套材料的应力作用下,其各跟踪点的等效应力由0 逐渐增加至约 274 MPa。随着变形进行到轧件中后部, 等效应力逐渐下降。在轧制工序进行到 0.48 s 后, 轧 件完全出变形区,等效应力达到平衡值,此时的应力 为该剖面跟踪点在变形后的残余应力。可见, A 点和 B点的残余应力相近,约为60 MPa; C点残余应力最 小(11.2 MPa), D 点残余应力最大(70.3 MPa)。在 第2道次轧制过程中,等效应力的变化趋势与第1道 次轧制相近,但其峰值增加至 279.0 MPa, 且各跟踪 点的残余应力值均有所增大,如图 4b 所示。第3 道次 轧制前进行了2min的回炉保温处理,使板材温度均 匀化的同时,可消除掉部分残余应力。变形过程中的 等效应力峰值降低至 263 MPa, 如图 4c 所示。板材表 面(C点和D点)变形后的残余应力与前道次相比有 所下降,板材心部 A 点残余应力几乎不变, B 点的残 余应力由 85.5 MPa 增加至 98.7 MPa。第4 道次轧制后, 等效应力峰值重新增加至 278.2 MPa,各跟踪点的残 余应力均增加,如图 4d 所示。

由于包套结构的设计,TiAl 合金板材的受力情况 主要包括包套材料对板材的正压力和它们之间的摩擦 力。板材剖面各跟踪点在每道次变形前期所受的等效 应力相同,板材受力较均匀。在板材出变形区过程中, 各跟踪点受力出现差异,其中,板材棱边处(D点) 同时受到上表面和侧面包套材料的约束,而且温降最 严重,该区域在各轧制工序后残余应力最高。由于板 材厚度较大,经过回炉保温,板材表面的升温效果更 为明显,等效应力下降,板材心部温度较稳定,等效 应力几乎不变。

图 5 显示了该合金板材的剖面在开坯过程中各跟 踪点静水压力随时间的变化趋势。板坯是在受压状态 下变形,因此其静水压力为负值,描述静水压力的大 小时采用绝对值<sup>[20]</sup>。随着轧制工序的进行,各跟踪点 的静水压力先增加后降低,在轧制工序进行至 0.24~0.35 s 时达到最大值。其中, A 点和 C 点所受静 水压力较大,这表明在板材横向的中间区域, TiAl 合 金受力更加均匀,材料的塑性变形更加充分。而在板 材侧边, TiAl 合金所受的静水压力较小, 相比于中间 区域降低 60~70 MPa (图 5a)。随着工序的进行, A、 C 点与 B、D 点之间的静水压力差值逐渐增加,如图 5b~5d 所示, 第4 道次轧制过程中, 板材中部与边部 的静水压力差值由约 80 MPa 增加至 104 MPa。在轧件 出变形区后,各跟踪点的静水压力出现不同的变化趋 势。经过第1道次轧制,如图5a所示,变形后C点 和 D 点的静水压力约为 0, 而 A 点和 B 点仍保持压应 力状态。当轧制至第2道次,如图5b所示,变形后C 点的静水压力仍为 0, 而 D 点(板材棱边处)受力为 拉应力状态, A 点和 B 点所受的残余应力均增大。在 后续的变形过程中,如图 5c 和 5d 所示,出变形区后, A 点和 B 点所受的残余应力与前道次接近, C 点开始 受拉应力(约8~14 MPa), D点所受拉应力增加。



图 4 轧制过程中 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金板材剖面跟踪点的等效应力

Fig.4 Effective stress of the tract points on the cross section of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet during the rolling process: (a) the first pass (deformation of about 20%); (b) the second pass (deformation of about 15%); (c) the third pass (deformation of about 14.7%); (d) the fourth pass (deformation of about 13.7%)



图 5 轧制过程中 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金板材剖面跟踪点的静水压力

Fig.5 Mean normal stress of the tract points on the cross section of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet during the rolling process:(a) the first pass (deformation of about 20%); (b) the second pass (deformation of about 15%); (c) the third pass (deformation of about 14.7%); (d) the fourth pass (deformation of about 13.7%)

由静水压力的变化特征可知,应控制轧制工艺参数,缩小板材各位置(尤其是板材中部和侧边之间)的静水压力差,随着板材厚度的降低,轧制变形量应适当减小,从而保证 TiAl 合金的均匀变形。同时,随着变形量的累积,板材棱边处所受的拉应力逐渐增加,合理的包套结构可以在大变形量时约束板材边部,进而避免由于拉应力引起的 TiAl 合金板材棱边处开裂。

图 6 为 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金板材剖面 沿板材厚度方向(如图 1c 中的黄色箭头)各跟踪点的 等效塑性应变。其中,图 6a 显示了每道次的等效塑性 应变。第1道次轧制后,绘图路径中各点的等效塑性 应变相近,这表明在第1道次轧制过程中,沿板材厚 度方向 TiAl 合金变形较均匀。由第2道次轧制开始, 从板材心部至边缘各跟踪点的等效塑性应变逐渐降 低。而且随着板材厚度的减小,心部至边缘的塑性应 变降低趋势更加明显,第2道次轧制过程中板材心部 与表面的等效塑性应变相差约 0.013, 而第4 道次则相 差约 0.018。由于第 3 道次轧制前对板材进行了回炉保 温处理,其沿厚度方向的塑性应变差值缩小至 0.009, 同时,板材心部均匀变形的范围有所增加(图 6a 中蓝 色曲线的 0~5 mm)。图 6b 显示了轧制全过程中的累 积等效塑性应变,板材心部的等效塑性应变约为 0.826,板材表面应变降至约0.783,相差约0.043。

可见,在厚板开坯过程中,TiAl 合金板材由心部 至边缘的塑性应变程度逐渐降低,板材心部组织会发 生较大程度的塑性变形<sup>[21]</sup>。根据单道次等效塑性应变 演变特征,若需缩小累积塑性应变差值,提高显微组 织均匀性,应在板材开坯的后期优化回炉退火工艺, 以扩大板材均匀变形的区域。为了进一步验证有限元 模拟对于 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金厚板热轧开 坯过程中应力、应变等特征的模拟结果,接下来对轧 制板材的显微组织进行了观察和分析。

#### 2.2 热轧开坯后的显微组织

经过4 道次的热轧开坯, Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金板材沿厚度方向的显微组织如图7所示, 其 中图7a~7c分别显示了板材上表面、1/4 厚度和1/2 厚 度(心部)的显微组织。

如图 7a 中的红色实线所示,板材上表面存在厚度约 为 85.6 µm 的近片层区域,该区域主要由α2/γ片层团(以 α2 相为主)组成,片层团附近存在少量长条状的 B2 相和 块状的y相。在厚板开坯工序中,显微组织的变形以α相为 主,板材上表面剧烈的散热和轻微的氧化使α相几乎未发 生破碎,在后续空冷过程中,直接相变为较粗大的片层 团。除了该区域,板材边缘的显微组织比较均匀,组织



图6 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金板材剖面在轧制过程中沿 厚度方向的等效塑性应变

Fig.6 Effective strain (a) and total effective strain (b) along thickness on the cross section of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet during the rolling process

中存在大量残余片层,大多数残余片层呈拉长、弯曲形态,长度为50~150 μm,如蓝色虚线所示。部分片层发生 了充分的破碎,如图 7a<sub>1</sub>所示,等轴状残余片层的直径约为20 μm。这些残余片层周围存在大量等轴状y相和块状 B2 相,相比于均匀化处理后的显微组织,y相晶粒细化明显,尺寸由20~50 μm降至10~15 μm。在板材1/4厚度处, 组织中残余片层的含量明显降低,且尺寸减小至30~ 70 μm,如图 7b 所示。块状α2 相含量明显增加,部分α2 相晶粒内部在冷却过程中形成了极细的y相片层,如图 7b<sub>1</sub> 所示。板材心部的残余片层含量进一步下降,大多数片 层团尺寸为20~30 μm,部分片层分解程度较高尺寸减小 至10~15 μm。如图 7c<sub>1</sub>所示,可以发现,残余片层周围 等轴状的y相和 B2 相尺寸均约为10 μm,块状α2 相晶粒尺 寸为10~20 μm。

经过热轧开坯的Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B合金板 材的显微组织均匀性较好,主要由残余片层、块状的 B2相、γ相和α2相组成。整体上,从板材边缘至心部, 残余片层含量逐渐减少,其破碎程度有所增加。同时, 残余片层周围的三相混合晶粒的尺寸逐渐细化。根据有 限元模拟对于此合金厚板热轧过程中温度分布的模拟 结果,在轧制工序中,板材心部至上表面会存在 10~15℃的温度差,这会导致原始组织中的片层团发生



图 7 热轧开坯后 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金板材沿厚度方向的显微组织演变

Fig.7 Microstructure evolution of primary rolled Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet: (a, a<sub>1</sub>) edge, (b, b<sub>1</sub>) 1/4 thickness, and (c, c<sub>1</sub>) core (1/2 thickness)

不同程度的相变分解<sup>[22]</sup>。此外,板材心部和边缘各道 次的等效应变相差约 0.03~0.04,累积等效塑性应变相 差约 0.043,板材心部较高的应变量会进一步促进片层 组织动态再结晶及相变的发生,进而导致片层团的破碎 分解,同时,会使 B2、y和a2相在轧制过程中发生充分 的再结晶,最终形成均匀、细小的多相混合组织。

为了进一步分析 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金的 轧制态组织特征,对典型组织进行了 EBSD 测试,结 果如图 8 所示。图 8a 和 8e 分别显示了板材上表面和心 部局部区域的相分布图。在不同的区域,B2、 $\gamma$ 和 $\alpha_2$ 3 相含量接近,其中, y相含量最高,分别为 67.1%和 68.9%; α2相含量最少,约为13%; 其余为 B2相,含 量分别为 19.9%和 18.1%。可见,上述板材上表面和心 部的温度差和等效应变差未引起较大的相组成差异。图 8b和8f分别显示了板材上表面和心部局部区域的晶粒 取向分布 (grain orientation spread, GOS) 图,可用来 进一步说明3个相的应力分布特征。绝对 GOS 值是指 采集点的取向与整个晶粒的平均取向的旋转角,可以用 于定量分析合金的局域应变及畸变程度,并显示微区内 的畸变能分布<sup>[23]</sup>。图中红色区域代表高 GOS 值,通常 与较高的畸变能和较低的动态再结晶程度相对应,而蓝 色区域则相反。在板材边缘, GOS 值高于 4.43°的区域 约为 7.7%, 且最高 GOS 值为 8.86°~11.07°。而板材心 部 GOS 值高于 4.31°的区域较少, 仅为 3.5%, 大部分 晶粒的 GOS 值低于 1.44°。相对来说,板材心部的畸变 程度较低,大量晶粒发生了动态再结晶。

图 8c 和 8g 显示了此合金厚板边缘和心部的晶粒尺 寸(GS)分布结果。可见,板材边缘的晶粒细化程度明 显低于板材心部,其平均晶粒尺寸(AGS)分别为 8.52 和 6.91 µm,板材边缘区域晶粒尺寸为 3~10 µm 的约占 67.33%,而心部晶粒尺寸为 3~10 µm 的约占 77.35%。 同时,由图 8d 和 8h 所示的晶粒取向差(misorientation angle, MA)分布可以发现,板材边缘区域的组织中含有 更多的小角度(低于 15°)晶界,约占所有界面的 46.44%, 而板材心部的小角度晶界约占 42.53%。这表明,板材边 缘组织的位错密度较高,且存在更多的变形结构。

选取图 8a (板材边缘)中残余片层及其附近的区 域分别绘制a2+y相和 B2 相的相分布图,并在图中标注 出了部分晶粒的取向,如图 9 所示。a2/y片层团的变形 及相变分解程度较高,残余片层及其附近区域的相组 成与图 8a 中区域的相近。片层团分解形成了大量块状 y相,只产生少量的a2 和 B2 相,在残余片层及其附近, a2 和 B2 相尺寸较细小,含量略微降低(分别由 12.9% 降至 12.5%、由 19.9%降至 18.5%)。图 9a 显示了残余 片层中a2 相晶粒的取向分布,可见,大量原始片层团 中的a2 相仍保持为片层状/条状,并未完全破碎,其晶 粒/亚晶粒间取向差较小,为回复状态。图 9b 显示了 残余片层附近 B2 相晶粒的取向分布,少部分相邻的 B2 相晶粒保持着较小的取向差,而大部分晶粒取向差较 大,这表明有大多数 B2 相晶粒发生了再结晶。结合上述



图 8 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金厚板的 EBSD 分析 Fig.8 EBSD analysis results of the primary rolled Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet

分析可知,Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金板材边缘的 高畸变能主要来源于较高的残余片层含量,而残余片 层的高畸变程度主要是由于其中的a2相片层相变或再 结晶分解难度较高<sup>[24]</sup>。

图 10 为此厚板材边缘和心部的 TEM 照片。在板 材边缘,组织中存在一些弯折的片层,如图 10a 所示。 这些弯折的片层中存在大量位错,尤其在宽度较大的y 相片层中。这些位错在板条内部塞积,形成位错墙或 小角度晶界,进而促进片层发生动态再结晶或诱发片 层的相变分解。图 10a 的右下方显示的是由片层分解



图 9 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金厚板边缘残余片层的 EBSD 分析

Fig.9 EBSD analysis results of the residual lamellae at the edge of the primary rolled Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet: (a) distribution of α<sub>2</sub> and γ phases and (b) distribution of β/B2 phase

产生的γ相晶粒,在其中观察不到位错的存在。图 10b 显示的是片层团附近的多相混合晶粒,其内部存在大 量的位错。经过反复的轧制变形,位错逐渐塞积、重 排,形成位错墙或亚晶界。在板材的心部,组织中几 乎不存在弯折、粗大的片层团。此时的显微组织以片 层间距较细的片层团及其附近细小的多相混合组织为 主,如图 10c 和 10d 所示。这些多相混合晶粒的尺寸 为 0.2~3 μm,部分晶粒发生了再结晶,其内部无位错 存在。图 10e 显示了片层团内部的纳米片层结构,这 些片层的宽度低于 10 nm,部分γ相片层内部还可以 观察到与α2/γ相界面平行的纳米孪晶结构,如图 10f 所示。

在 TiAl 合金厚板开坯阶段,板材心部的塑性变形 热效应以及其受力特点,会使板材心部至边缘存在比 较明显的等效应变梯度。因此,沿板材厚度方向,板 材的显微组织会存在差异。但整体上,厚板开坯工艺 可以促进均匀化合金中粗大的片层团发生分解,促进 片层团附近混合晶粒的细化,并诱发形成大量纳米片 层及孪晶片层结构,板材的显微组织均匀性较高。

## 2.3 开坯前后热变形能力对比

图 11a 和 11b 分别是均匀化合金和在热轧开坯后, Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金在变形温度为 1050、 1150 和 1250 ℃、应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup>变形时的真应力 -真应变曲线。经过累积变形量为 50%的轧制,合金 的显微组织相比于原始状态出现了明显的细化,这导 致其流变应力水平明显上升。均匀化处理后的合金在 热压缩过程中的峰值应力分别为 285.5、174.7 和 54.2 MPa, 而轧制后各变形条件下的峰值应力分别提高至 368.9、



图 10 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金厚板边缘和心部显微组织的 TEM 分析

Fig.10 TEM bright field images (a-d) and HRTEM images (e-f) of the edge (a-b) and the core (c-f) of the primary rolled Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy sheet

242.6 和 129.1 MPa。此外,根据真应力-真应变曲线的 特征可以发现,在变形初期,随着应变的增加,轧制态 合金的流变应力上升得更加缓慢,在较大的应变时才达 到峰值。应力达到峰值后,轧制态合金由再结晶及相变 引起的组织软化速度也比较缓慢,表现为真应力下降得 慢,且不易达到稳态应力。

为了进一步分析此合金热轧开坯前后的热变形能 力变化,结合真应力-真应变曲线,绘制了合金在轧制 前后、不同变形条件下的加工硬化率(work hardening rate, $\theta$ ),如图 12 所示。图中的实线为各个工艺下加工 硬化阶段的真应力-真应变曲线,散点为对应工艺的加 工硬化率。加工硬化率是根据图 11 中的真应力-真应 变曲线,通过 $\theta = d\sigma/d\epsilon$ 计算得到,其中 $\sigma$ 和 $\epsilon$ 分别为真 应力(MPa)和真应变<sup>[25]</sup>。在真应力-真应变曲线的线 性段,加工硬化率为定值,因此为了研究合金的加工 硬化率在动态软化过程中随应变的演化规律,仅选取 其开始降低的部分数据进行观察分析。

由图 12a 和 12b 可以观察到,合金在开坯前后的 加工硬化率变化趋势相似,均从较高的初始值逐渐下 降至负值,而且随着变形温度的升高而逐渐减小。均 匀化合金在 1050~1250 ℃热压缩过程中的动态软化分 别在变形至真应变 0.015、0.013 和 0.008 时开启,在 软化初期,加工硬化率下降得比较缓慢,如图 12a 所 示。而开坯后板材在热压缩的初始阶段就表现出较高



- 图 11 开坯前后 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金在不同变形条 件下热压缩的真应力-真应变曲线
- Fig.11 True stress-true strain curves of as-homogenized (a) and as-rolled (b) Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloys under different deformation conditions

的加工硬化率,在热压缩开始阶段就迅速下降,如图 12b所示。单道次压缩变形初期,在热激活及应力的 作用下,大量滑移系得以启动,位错密度快速增加, 会导致较大的加工硬化率。开坯后板材显微组织的畸 变能、位错及其他缺陷密度高于均匀化处理的合金, 因此在热轧开坯后,合金会获得更大的加工硬化率初 始值。随着变形量的增加,位错的湮灭和重排会使位 错密度增加的速度有所降低,同时,位错的重排会促 进大量亚结构的形成,从而进一步减缓位错密度的增 加,此时伴随着加工硬化率的下降<sup>[26]</sup>。

对于热轧开坯后的板材,其显微组织得到了明显 的细化,合金的动态再结晶临界应变更小,较高的畸 变能可以为位错运动及亚结构的形成提供较大的驱动 力,因此在变形初期,其加工硬化率快速下降。随着 变形量的继续增加,大量的亚结构会逐渐向大角度晶 界转化,发生连续动态再结晶,此时流变软化作用逐 渐占主导,随着真应变的继续增加,真应力开始下降, 加工硬化率降为负值<sup>[27]</sup>。对于轧制板材来说,加工硬 化率下降的速度越来越缓慢。晶粒尺寸减小,晶界数量 的增加会对位错的运动及界面的迁移造成影响,所以均 匀化合金在1050~1250 ℃热压缩过程中流变软化作用 占主导的临界应变分别为0.051、0.031和0.016,开坯 后板材的临界应变分别增加至0.106、0.089和0.032。



图 12 开坯前后 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金在不同变形条 件下的加工硬化率

Fig.12 Work hardening rate-true strain curves of ashomogenized (a) and as-rolled (b) alloys under different deformation conditions 选用 TiAl 合金厚板进行轧制,可以获得更大尺寸 的薄板材,但由于 TiAl 合金的高温变形能力较差,尤 其在轧制后期,道次变形量不宜过大,这就会导致 TiAl 合金薄板的轧制工序延长。根据以上对 Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金在开坯前后流变应力和加工硬化率 的分析可知,热轧开坯与轧制后期,如果一直采用相同 的轧制温度,合金的流变应力和加工硬化率会增大,这 会使板材加工难度显著增加。为使合金的显微组织在轧 制过程中进一步细化,并避免板材开裂,可在 TiAl 合金 薄板加工过程的开坯阶段选用较低的轧制温度,随着板 材厚度的减小和显微组织的细化,逐渐将轧制及回炉温 度提高 50~100 ℃,以完成 TiAl 合金薄板材的制备。

# 3 结 论

1)根据有限元模拟获得的温度、应力及应变的分布结果可知,由板材心部至边缘的等效塑性应变逐渐降低,板材心部组织会发生较大程度的塑性变形;随着厚板开坯工序的进行,应适当增加回炉次数或延长回炉时间,并减小轧制变形量,从而降低板材心部至边缘的温度梯度,促进板材的等效应变分布均匀性。

2)经过热轧开坯,Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合 金板材的显微组织主要由少量的残余片层和细小的 B2、γ和α2多相混合组织组成;从板材边缘到心部的 等效应变梯度使组织中残余片层含量逐渐降低,但整 体上合金板材仍具有较高的组织均匀性。

3) 与均匀化合金相比, Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B 合金在热轧开坯后的晶粒尺寸明显细化,显微组织的畸 变能及缺陷密度增加,这使开坯后板材的流变应力和加 工硬化率均增大,流变软化行为更易启动,但由于晶界 数量的增加会对位错的运动及界面的迁移造成影响,因 此开坯后合金的流变软化效果会有所减弱;若需要进一 步使显微组织细化,在薄板材后期需适当提高轧制温度。

#### 参考文献 References

- Chen Yuyong(陈玉勇), Ye Yuan(叶 园), Sun Jianfei(孙剑飞).
  Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2022, 58(8): 965
- [2] Cobbinah P V, Matizamhuka W R. Advances in Materials Science and Engineering[J], 2019, 2019: 1
- [3] Xu R R, Li M Q, Zhao Y H. Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 932: 167611
- [4] Xia Z W, Shan C W, Zhang M H et al. Chinese Journal of Aeronautics[J], 2023, 36(7): 40
- [5] Bewlay B P, Nag S, Suzuki A et al. Materials at High Temperatures[J], 2016, 33(4–5): 549
- [6] Tian S W, He A R, Liu J H et al. Materials Characterization[J], 2021, 178: 111196

- [7] Zhang S Z, Ren R C, Han J C et al. Materials Letters[J], 2023, 333: 133590
- [8] Erdely P, Staron P, Maawad E et al. Acta Materialia[J], 2017, 126: 145
- [9] Zhang S Z, Zhan Y B, Zhang C J et al. Materials Science and Engineering A[J], 2017, 700: 366
- [10] Park J S, Yang G, Kim S W. Journal of Alloys and Compounds[J], 2023, 947: 169676
- [11] Xiao S L, Chen Y Y, Li M G et al. Scientific Reports[J], 2019, 9: 12393
- [12] Shu Lei(舒 磊), Li Xiaobing(李小兵), Chen Bo(陈 波) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2212
- [13] Zhang Y, Wang X P, Kong F T et al. Materials Letters[J], 2018, 214: 182
- [14] Zhang Y, Wang X P, Kong F T et al. Materials Characterization[J], 2018, 138: 136
- [15] Zeng S W, Zhao A M, Luo L et al. Materials Letters[J], 2017, 198: 31
- [16] Zhang D D, Bao L Y, Li Q et al. Materials Science and Engineering A[J], 2023, 866: 144685
- [17] Liang X P, Liu Y, Li H Z et al. Materials Science and Engineering A[J], 2014, 619: 265

- [18] Kong Fantao(孔凡涛), Cui Ning(崔 宁), Chen Yuyong(陈玉勇) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报)[J], 2013, 23(1): 718
- [19] Xie Hongbiao(谢红飙), Chen Nan(陈 楠), Liang Shujie(梁 树杰) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国 有色金属学报)[J], 2022, 32(8): 2231
- [20] Shi Lei(石 磊), Wen Jiuba(文九巴), Wang Li(王 黎) et al. Hot Working Technology(热加工工艺)[J], 2019, 48(3): 145
- [21] Hu Qinghang(胡晴航), Tian Wenchun(田文春), Li Ping(李萍). Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)[J], 2022, 14(9): 10
- [22] Xu R R, Li H, Li M Q. Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 844: 156089
- [23] Liu G H, Li T R, Wang X Q et al. Materials Science and Engineering A[J], 2020, 773: 138838
- [24] Liu Y, Li J S, Tang B et al. Acta Materialia[J], 2023, 242: 118492
- [25] Chen R, Chen P, Li X W. Materials Science and Engineering A[J], 2023, 862: 144475
- [26] Bartholomeusz M F, Cantrell M A, Wert J A. Materials Science and Engineering A[J], 1995, 201: 24
- [27] Song R, Ponge D, Raabe D. Scripta Materialia[J], 2005, 52(11): 1075

# Effects of Primary Hot-Rolling Process on Microstructure and Thermal Deformability of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B Alloys

Li Tianrui<sup>1</sup>, Yang Yong<sup>1</sup>, Shen Xiaohui<sup>1</sup>, Liu Guohuai<sup>2</sup>, Wang Zhaodong<sup>1,2</sup> (1. Anhui University of Technology, Ma'anshan 243000, China)

(2. Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**Abstract:** The hot rolling process of Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B thick plates was simulated by the Marc finite element simulation software. A three-dimensional thermomechanical coupled finite element model was established to analyze the temperature, equivalent stress, and equivalent strain at various locations of the TiAl alloy during rolling, with a particular focus on the distribution characteristics of equivalent plastic strain along the thickness direction of the thick plates. Subsequently, the hot-pack rolling of the Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy was performed based on the simulation results. The evolution of the microstructure along the thickness direction of the TiAl alloy and the impact of the primary rolling on its thermal deformation capacity were investigated. The results reveal that the microstructure of the primary rolled sheets predominantly comprises a small number of residual laminae and fine mixed phases consisting of B2,  $\gamma$ , and  $\alpha_2$ . The equivalent plastic strain increases gradually from the edge to the center of the sheets, leading to the significant softening of the center. Consequently, based on the influence of the hot rolling process on the microstructure, the preparation process for the Ti-44Al-5Nb-1Mo-2V-0.2B alloy was determined. During the rolling process, as the sheet thickness decreases, it is advisable to appropriately increase the number of reheating cycles or extend the reheating time and simultaneously reduce the amount of rolling deformation. This approach helps minimize the temperature and strain distribution gradient from the core to the edge of the sheets. Additionally, in the later stages of the rolling process, the microstructure can be further refined by raising the rolling temperature. Key words: TiAl alloy; hot-pack rolling; finite element simulation; hot deformation

Corresponding author: Shen Xiaohui, Ph. D., Professor, College of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243000, P. R. China, E-mail: sxh@ahut.edu.cn