

DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20240683

变形量及固溶处理对 IMI834 板材微观组织及织构的影响

杨楠¹、王瑞琴¹、石立超¹、陈峙廷¹、杨衡¹、彭成¹、张霜²

(1 西部金属材料股份有限公司, 陕西 西安 710201)

(2 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: IMI834 作为一种高性能的 600°C 耐高温钛合金, 其应用受限于加工窗口狭窄、变形能力弱及变形抗力大等问题。调控板材组织与织构可通过控制轧制厚度及轧后热处理实现, 但相关研究尚不充分。本研究采用扫描电子显微镜与背散射电子衍射技术, 探究了变形量及固溶处理温度对 IMI834 板材微观组织与织构的影响。结果表明, 随轧制变形量增加, 板材组织逐渐转变为带状组织及等轴细晶组织, 其中带状组织呈现 RD 织构, 且换向轧制能提升等轴细晶组织比例; 适宜的固溶处理可有效削弱基面织构, 从而降低板材的变形各向异性。本研究为近 α 高温钛合金板材织构控制及性能各向异性改善提供了理论与实践基础。

关键词: IMI834; 轧制; 热处理; 微观组织及织构

中图分类号: TG???

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0??-0?

1 引言

目前典型的能耐 600°C 高温的近 α 钛合金有 IMI834, Ti60 以及 Ti600 等^[1], 其中 IMI834 是国际公认的综合性能最好的 600°C 近 α 高温钛合金, 并已应用于航空发动机中^[2-6]。然而, 近 α 高温钛合金通常具有加工窗口窄, 变形能力差, 变形抗力大的问题, 极大地限制了这类钛合金在变形态下的应用。目前为止, 上述典型的 600°C 高温钛合金的大部分结构件是通过铸造、锻造热机械加工方法制备的^[7,8], 相比之下, 高温钛合金板材则是用于大尺寸热结构件更为理想的材料, 其潜在的需求量并未得到有效满足。因此, 为了促进高温钛合金产业向更高层次和更广阔的市场迈进, 目前迫切需要对近 α 高温钛合金, 尤其是应用最为广泛的 IMI834 的轧制工艺进行开发和研究。

IMI834 的力学性能高度依赖于其微观组织和加工织构类型。IMI834 是以密排六方 α -Ti 为主要组成相的近 α 钛合金^[9]。由于密排六方结构的不对称性, 高温钛合金在轧制过程中容易形成晶体的择优取向, 产生强烈的织构组织^[10]。织构会影响板材的力学性能, 使其不同方向上的力学性能值发生变化, 即产生力学性能具有各向异性。而对于密排六方的 α -Ti 来说, 其能够启动的位错滑移系对晶体取向极为敏感, 贡献 $\langle c \rangle$ 轴变形的锥面 $\langle c+a \rangle$ 位错滑移系的启动应力远高于贡献 $\langle a \rangle$ 轴方向塑性变形的基面 $\langle a \rangle$ 和柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系。相结构组织具有的强烈各向异性与组织相结合后

使得近 α 钛合金在变形后的力学各向异性尤为显著^[11]。Suresh 等人^[12]通过纳米压入测试研究了 IMI834 中晶粒取向对材料硬度的影响, 研究结果显示当压入方向沿晶粒的 $[0001]$ 方向时硬度最高, 而当沿晶粒的 $[10\bar{1}0]$ 方向压缩时硬度最低, 该结果与上述 α -Ti 单晶体变形能力的各项异性是一致的。

除了织构的影响外, 初生 α 相含量的控制以及次生 α 相的析出对高温钛合金中热稳定性、蠕变抗力以及蠕变性能的影响也十分显著^[13-15]。王瑞琴等人^[16]研究了不同固溶时效温度对 IMI834 合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: IMI834 合金板材经低温热处理的组织和轧态没有明显差别, 室温强度也与轧态基本保持不变; 合金在 $\alpha+\beta$ 两相区热处理后得到双态组织, 随着固溶温度的升高, 初生 α 相含量减少, 室温强度略有增加, 塑性的变化规律与强度相反, 初生 α 相含量的减少对板材的室温强度没有明显的影响。随着时效温度的提高, 板材的室温强度降低, 塑性有所降低。Hee 等人^[17]研究了组织类型对 IMI834 蠕变疲劳抗性的影响, 发现在具有双态组织的 IMI834 合金中, 通过热处理控制初始 α 相体积分数为 10% 时可以带来在 600°C 下更好的蠕变疲劳抗性。Wanjara 等人^[18]研究了变形速率和变形温度对等温锻造条件下 IMI834 微观组织类型的影响, 指出当变形温度在 1000°C~1125°C 区间内, 应变速率在 0.001/s 至 1/s 区间内变化时, 降低等温锻造的变形温度, 提高应变速率可以获得更加细小的再结晶组织, 提高合金的综合

项目资助: 西安市博士后创新基地项目

通讯作者: 杨楠, 男, 1992 年生, 博士, 工程师, 西部金属材料股份有限公司, 陕西 西安 710201,

E-mail: yangnan_sd4646191@163.com, market@c-wmm.com

性能。王宁等人^[1]研究了双重退火对 IMI834 钛合金组织及拉伸性能的影响,随着第一重退火温度的升高,合金中初生 α 相含量及尺寸逐渐减小,次生 α 相束尺寸增大;第一重退火温度为 1020°C 时,合金强度最高,快冷条件下的强度比慢冷高约 50 MPa。Liu^[9]对 IMI834 钛合金在等温和非等温热处理过程中次生 α 相的析出行为进行了定量表征,结果表明,非等温条件下次生 α 相的平均宽度和体积分数小于等温条件,随着冷却速率的增加,次生 α 相的平均宽度、体积分数显著降低,且临界析出温度下降,主要原因是溶质 Al、Mo 和 Nb 扩散速度随冷却速率增加而降低。Singh 等人^[20]研究了 IMI834 合金在不同初生 α 相含量下的拉伸行为,结果显示,当初生 α 相含量低于 15% 时,拉伸强度随初生 α 相增加而提高,而当初生 α 相含量超过 15% 时,拉伸强度则下降。李四清^[21]研究了不同的固溶处理温度对 IMI834 钛合金锻件组织和性能的影响,研究表明固溶温度升高导致初生 α 相含量降低,室温和 600°C 的拉伸强度略有提高,但塑性降低,同时 600°C 的持久性能显著提升。在 1000-1030°C 范围内,试样的热稳定性基本相当。Singh^[22]研究了不同热处理制度对 IMI 834 合金力学性能的影响,研究表明在合金经过 $\alpha+\beta$ 相区的固溶处理后,冷却速率的增加会提高其拉伸强度但降低延展性;而提高固溶处理温度则会导致强度和延展性双双下降,该合金在 573 至 823 K 的温度范围内表现出动态应变时效,其活化能与硅在钛中的扩散活化能相近;无论在室温还是 873 K 的高温下,合金均显示出韧性断裂特性。虽然已经有大量工作对近 α 高温钛合金的力学性能、微观组织和加工工艺进行了研究,但是到目前为止轧制厚度达到 1 mm 的 IMI834 薄板仍然存在较大难度,也因此针对从厚板轧制到薄板过程中 IMI834 板材微观组织变化规律以及后续热处理工艺的研究仍然非常有限。本工作通过四火轧制工艺成功制备了 $\delta 1$ mm 的 IMI834 薄板,并使用扫描电子显微镜和背散射电子衍射技术对板材进行了微观表征,试图揭示轧制过程中随变形量的增加 IMI834 板材微观组织及织构变化规律,还进一步探究了固溶处理对成品板组织及织构的影响,争取为 IMI834 薄板的轧制工艺优化和组织调控提供一定的理论和实践依据。

2 实验方法

2.1 板材的轧制及热处理

本工作选用厚度为 95 mm 的 IMI834 锻造板坯为初始材料进行板材轧制,锻坯成分如表 1 所示。板坯经过四火轧制厚度按照 95 mm \rightarrow 32 mm \rightarrow 10 mm \rightarrow 5

mm \rightarrow 1 mm 的顺序最终制得 $\delta 1$ mm 的薄板,其中前三个火次使用常规轧制,在第四个火次时使用 TC4 包套叠轧,并将材料分为两批,一批进行换向轧制,另一批进行顺轧,分别得到 $\delta 1$ mm 的换向轧薄板和顺轧薄板,具体工艺流程见表 2。经金相法测试本工作制备的 IMI834 合金相点约为 1060°C,由于 IMI834 两相区较窄,考虑到工艺稳定性,我们基于工程经验把研究的温度变化区间选择在两相区中间位置附近的 1015°C~1030°C 之间,对 $\delta 1.0$ mm 的薄板分别在 1015/1020/1025/1030°C 下固溶处理 1 h,之后再在 700°C 下进行 4 h 时效处理得到最终成品板材。

表 1 IMI834 初始锻造板坯成分 (wt. %)

元素名称	Ti	Al	Sn	Zr	Nb
名义成分	余量	6.1	4.0	3.5	0.7
实际成分	余量	6.0	3.91	3.38	0.713
Mo	Si	C	N	H	O
0.5	0.35	0.06	/	/	/
0.523	0.317	0.083	0.003	$<6e^{-4}$	0.048

表 2 IMI834 板材轧制工艺

火次	板坯	一火	二火	三火	四火
轧制温度/°C	/	1020	1020	1020	980
板厚/mm	95	32	10	5	包套 换向 包套 顺轧
					1 1

2.2 表征及测试方法

本工作对轧制过程中不同厚度的板材以及经过不同温度固溶处理的 $\delta 1$ mm 成品薄板进行了基于 SEM 和 EBSD 的表征测试。表征前,将试样经过线切割加工成 1~2 mm 厚的薄片后进行机械研磨和抛光,然后再使用日立 IM4000 多功能离子减薄仪对样品表面进行氩离子抛光制得 SEM 表征样品。离子抛光后,使用 JEOL JSM 7200F 进行了背散射电子成像观察,电压为 30 kV,工作距离为 12 mm;之后再在同设备内使用 EDAX Velocity Super 超快 EBSD 探头对样品进行了 EBSD 表征,其中电压为 30 kV、试样倾角为 70°、工作距离为 12 mm 和步距为 0.25 μm 。

3 实验结果及讨论

3.1 变形量对组织和织构的影响

3.1.1 锻造板坯的组织特征

图 1 (a) 和 (b) 分别展示了轧制前锻造板坯表

层和芯部区域锻坯的光学金相照片。可以看到在这两个部位锻坯组织均为双态组织，由大量经历变形后大致沿斜 45°方向分布的片层状晶粒和若干等轴状的初始 α 晶粒所构成。这种形态的组织是在 $(\alpha+\beta)$ 相区进行终锻的近 α 钛合金的典型组织。虽然形态基本相同，但是表层和芯部区域组织的尺寸有明显差异：在表层区域（图 1 (a)）的片层状晶粒的厚度 (~10 μm) 比芯部区域（图 1 (b)）更薄，同时长宽比更大，显得细长，而芯部区域的片层状晶粒则较为粗短。这一差异可能是由于锻造时边上部位与压头接触降温速度较快，使得 α 片层生长时温度梯度较大从而形成细长片层，而芯部区域温度梯度小，片层尖端延伸驱动力小，从而长成短粗状。

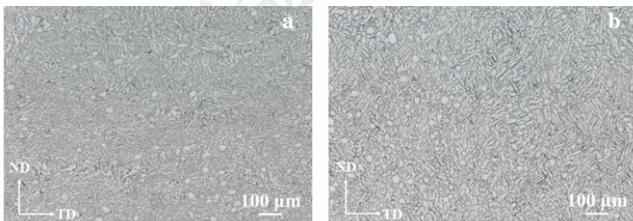


图 1 初始板坯组织金相照片

Fig.1: Metallographic photograph of the initial slab structure.

3.1.2 一火板材的微观组织及织构特征

EBSD 分析显示在一火轧制后的 δ 32 mm 的板材中，其织构主要由基面织构 ($(0001) \parallel ND$)、TD 织构 ($(0001) \parallel TD$) 和 RD 织构 ($(0001) \parallel RD$) 组成，分别对应于图 2 (a) 中的 α 、 β 和 γ 极点。这三类织构在钛合金中都是比较常见的，基面织构通常是由基面滑移激活或是 $\{10\bar{1}2\}$ 形变孪晶激活，但是从变形组织上看没有观察到任何孪晶变形的迹象，这是因为热轧为高温变形，高温下位错可动性大，孪晶变形受到抑制几乎无法被激发，因此基面织构主要由基面滑移导致。TD 织构和 RD 织构主要由柱面滑移导致，具体哪个分量更强则影响因素非常复杂。材料在 RD/TD 方向的变形程度是影响 RD/TD 比例的重要因素。如果 RD 方向拉伸变形更多，则主要形成 TD 织构，如果 TD 方向拉伸变形更多则主要激发 RD 织构。在轧制时塑性变形主要在 ND 方向和 RD 方向发生，因此形成较强的 TD 织构是比较典型的结果。在图 2 (c) 和 (d) 中可以比较直观地看到不同织构取向的晶粒的形态及分布情况，其中具有基面织构的晶粒呈浅蓝色形态为等轴状或是沿纵向 (ND) 的长条状，这是因为该取向的晶粒沿 RD 方向发生柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的能力强，而 ND 方向平行于基面难变形，因此 TD 方向发生收缩使晶粒变为沿纵向的长条状。类似的，具有 RD 织构的晶粒（图 2 (c) 中红色）则由于在 ND 和 TD 方

向变形能力强，呈现出沿 ND 和 TD 方向拉长的形态；具有 TD 织构的晶粒（图 2 (c) 中紫红色）则容易沿 ND 方向收缩从而呈现出沿 TD 方向拉长的形态。

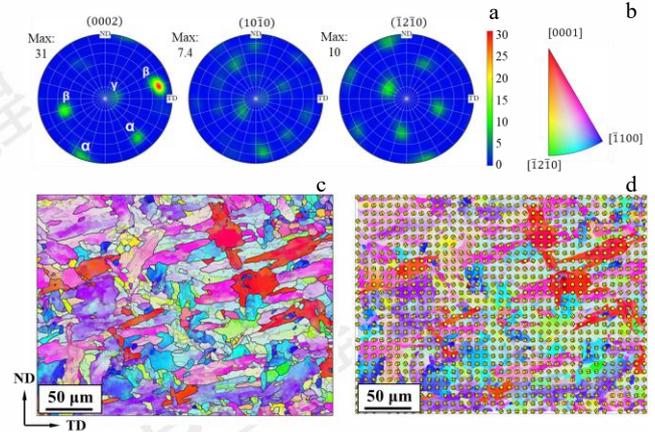


图 2 δ 32 mm 板材织构表征结果 (a) 极图 (b) 对应 (c) 和 (d) 的反极图色谱 (c) RD 方向反极图染色图 (d) 在 (c) 基础上叠画晶格取向图

Fig.2 The texture characterization results of the δ 32 mm plate material. (a) Pole figure; (b) The corresponding inverse pole figure color spectrum for (c) and (d); (c) The RD inverse pole figure; (d) a superimposed lattice orientation map on (c).

再结晶晶粒分布图（图 3 (a)）显示材料中绝大部分晶粒都是晶粒较大塑性变形的变形晶（红色）粒和亚结构晶粒（黄色），再结晶晶粒（蓝色）占比较低，仅为 10%左右（图 3 (b)），他们的分布也比较弥散，尺寸大约在 7 μm 左右，呈短棒状，这是因为这些晶粒为动态再结晶晶粒，其形状还受到轧制变形条件的影响，从而有一定伸长。

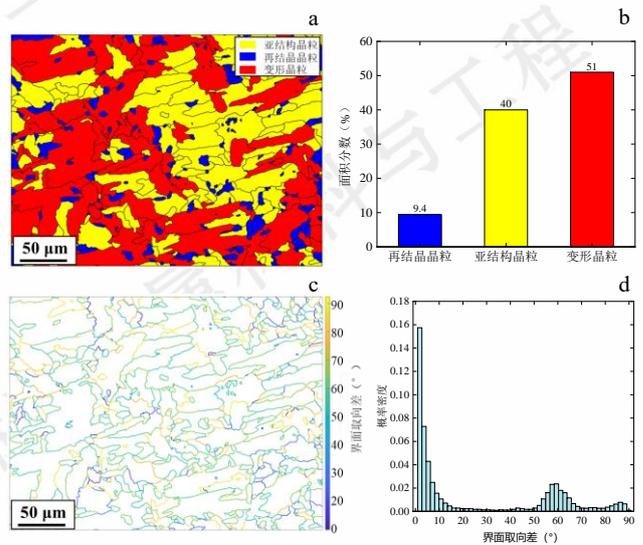


图 3 δ 32 mm 板材再结晶特征及界面取向差分析 (a) 再结晶晶粒分布图; (b) 再结晶面积分数图; (c) 晶界取向差染色图; (d) 晶界取向差分布图

Fig.3 Recrystallization characteristics and interfacial misorientation of

832 mm plate (a) Distribution of recrystallized grains; (b) Fraction map of recrystallized area; (c) Colored of grain boundary misorientation; (d) Distribution of grain boundary misorientation

图 3 (c) 和 (d) 展示了样品中晶界取向差的分布, 可以看到晶界取向差有三个峰值, 一个峰值在 0~10° 范围内, 这些界面主要由取向一致的次生 α 相片层界面以及变形过程中形成的小角度晶界构成, 而另一部分界面取向差在 60° 附近, 这些界面主要是 α 和 β 织构组织间的界面, 还有一部分界面取向差在 90° 附近, 主要是 β 和 γ 织构组织间的界面。

3.1.3 二火板材的微观组织及织构特征

二火轧制后的 $\delta 10$ mm IMI834 板材 EBSD 表征结果如图 4 所示。相比 $\delta 32$ mm 中 RD、TD 和基面织构共存的状态, $\delta 10$ mm 板材以 RD 织构为主 (图 4 (a))。由于 $\delta 10$ mm 板材承受变形量更大, 因子晶粒尺寸更加细小, 约为 4~6 μm 左右, 晶粒形状与 $\delta 32$ mm 样品类似, 呈短棒或长条状。 $\delta 10$ mm 样品与 $\delta 32$ mm 最大的区别在于 $\delta 32$ mm 组织形态基本是均匀的, 而 $\delta 10$ mm 存在明显的组织分层现象。如图 4 (c) 红色箭头所示, 材料中存在若干带状晶粒, 这些晶粒内部存在大量片层状的亚晶粒, 片层之间取向差小于 10°; 带状晶粒以外的组织则由大量细小零碎的等轴状或短棒状晶粒组成, 这些晶粒间的取向差大于 10°。这样的组织出现意味着轧制时材料内部的变形机制是存在强烈局域化的, 即不同形态的组织发生塑性变形时所激发的塑性载体存在显著区别。

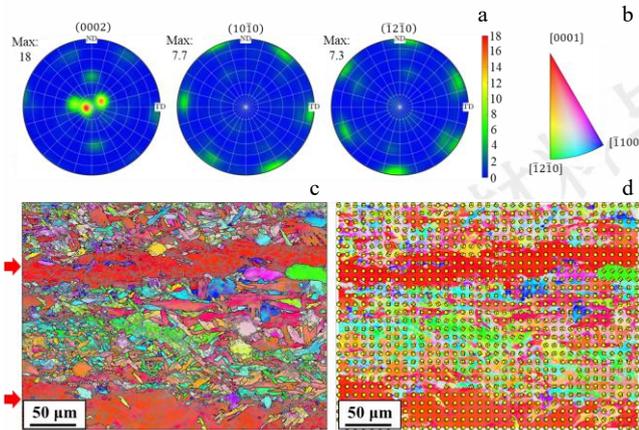


图 4 $\delta 10$ mm 板材织构表征结果 (a) 极图 (b) 对应 (c) 和 (d) 的反极图色谱 (c) RD 方向反极图染色图 (d) 在 (c) 基础上叠画晶格取向图

Fig.4 Texture characterization results of $\delta 10$ mm plate. (a) Pole figure; (b) Corresponding color spectrum of (c) and (d); (c) Inverse pole figure color map in the RD; (d) a superimposed lattice orientation map on (c).

考察各个晶粒的取向分布 (图 4 (d)) 发现一个

非常有趣的现象, 即带状晶粒整体呈现出 RD 织构, 有利于晶粒以柱面 $\langle a \rangle$ 滑移的方式沿 ND 方向的变形却不利于沿 RD 方向的变形; 而碎片化组织中晶粒的基面取向大致与 ND 方向以及 RD 方向构成 30~45° 的夹角, 这样的取向条件是最有利于基面 $\langle a \rangle$ 滑移的发生的。由于 HCP 晶体中的基面没有其他等价的晶面, 因此基面 $\langle a \rangle$ 滑移最大的特点就是所有滑移系共用同一个滑移面。当材料以基面 $\langle a \rangle$ 滑移作为主导的变形机制时, 往往具有显著的变形集中化特征, 即塑性变形在某几个已开动的滑移带上持续发生, 形成剪切带, 晶粒容易被这些滑移带分割破碎, 最终形成如当前所见的细晶组织。而主导横向晶粒变形的主要是柱面 $\langle a \rangle$ 滑移以及高温变形时激活的锥面 $\Pi \langle c+a \rangle$ 滑移, 这两个滑移系有多个等价的滑移面族, 因而不容易产生变形局域化现象使得晶粒在轧制过程中被拉长。

金属材料高温变形动态再结晶的主要来源包括原始晶界变形和位错重组。细晶组织由于取向适宜基面 $\langle a \rangle$ 滑移开动, 因此容易被分割从而动态形成更加细小的晶粒。晶粒细化后由于高温下界面可动性较强, 因而相比带状组织又能承担更多变形。带状组织的动态再结晶则主要依靠晶粒内部位错逐渐重排成新的晶粒, 因此发展较慢。图 5 (a) 显示在带状组织中的变形量显著低于细晶组织, 表明轧制时细晶组织应该承担了更多协调塑性变形的作用。与 $\delta 32$ mm 板材相比, $\delta 10$ mm 板材变形晶粒的占比更高, 可达 70% 以上 (图 5 (c)), 而动态再结晶晶粒含量更低, 不足 5%, 动态再结晶晶粒多分布于细晶区域从另一方面暗示了该组织塑性变形量更大。晶粒取向分布 (图 5 (e)) 特征与 $\delta 32$ mm 板材类似, 其中 50~70° 之间的高角取向差概率密度分布更为分散, 这应该是轧制过程中晶粒发生连续转动所致。

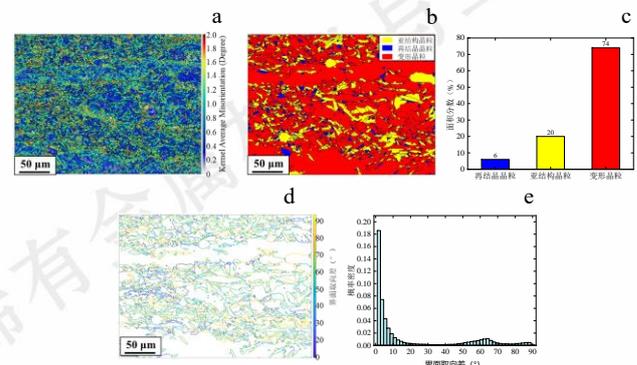


图 5 $\delta 10$ mm 板材再结晶特征及界面取向差分析 (a) KAM 图; (b) 再结晶分布图; (c) 再结晶面积分数图; (d) 晶界取向差染色图; (e) 晶界取向差分布图

Figure 5 Analysis of recrystallization characteristics and interfacial misorientation of $\delta 10$ mm plate. (a) KAM map; (b) Recrystallization

distribution map; (c) Recrystallization area fraction map; (d) Grain boundary misorientation color map; (e) Distribution of grain boundary misorientation.

驱动力更强使得晶粒更容易发生再结晶与合并从而长大，而较为平直的界面难以发生迁移合并，因而再结晶不易发生，且晶粒较小。

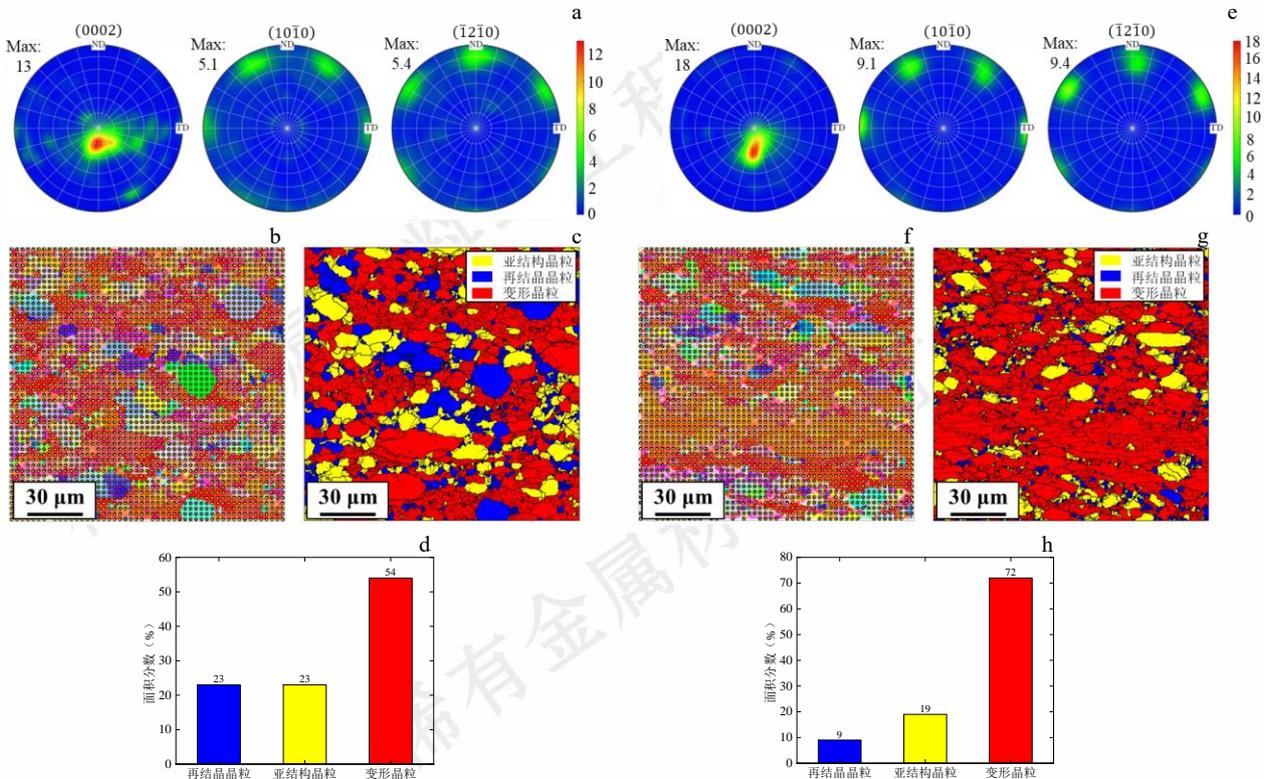


图 6 $\delta 1$ mm 板材组织表征结果 (a) - (d) 对应换向轧 (e) - (h) 对应顺轧 (a) 和 (e) 极图 (b) 和 (f) RD 方向反极图染色图叠加晶格取向图 (c) 和 (g) 再结晶分布图 (d) 和 (h) 再结晶面积分数图

Fig.6 Texture characterization results of $\delta 1.0$ mm sheet (a)-(d) correspond to cross-rolling, (e)-(h) correspond to conventional rolling: (a) and (e) Pole figures; (b) and (f) RD direction inverse pole figure with color-coded orientation map overlaid on lattice orientation map; (c) and (g) Recrystallization distribution maps; (d) and (h) Recrystallization area fraction maps.

3.1.4 四火板材的微观组织及结构特征

对四火轧制后得到的 $\delta 1$ mm R 态板材进行了 EBSD 表征, 结果如图 6 所示。无论是换向轧(图 6 (a))还是顺轧板材(图 6 (e)), 均呈现出强烈的 RD 织构, 其中顺轧的织构集中度高于换向轧, 在换向轧的极图中能看到存在少量随机分布的取向。对比图 6 (b) 和 (c) 可以看到, 绝大部分具有 RD 织构的晶粒都是变形晶粒, 而再结晶晶粒则具有相对随机的取向, 占总晶粒面积的 22% (图 6 (d))。顺轧板材的再结晶程度较低, 再结晶晶粒仅占不到 10% (图 6 (g) 和 (h)), 因而其织构集中程度更高。对比换向和顺轧板材的晶粒形态, 顺轧组织晶粒呈显著沿横向伸长的扁平状, 而换向轧晶粒则更加接近等轴状, 说明换向轧制有效地平衡了晶粒沿 RD 和 TD 方向的变形。换向轧板材中的再结晶晶粒尺寸显著大于顺轧板材, 这可能与再结晶前变形晶粒的初始形态有关。等轴状的变形晶粒的晶界和内部亚晶界曲率更大, 发生迁移的

3.1.5 固溶温度对 IMI834 薄板微观组织形态的影响

根据图 7 和图 8 分别给出了不同固溶温度热处理后换向轧 $\delta 1$ mm 板材和顺轧板材的表征结果。薄板 R 态组织主要由三类组织构成: (1) 轧制后沿横向展宽的变形态初生 α 相晶粒, 其长度通常在 $50 \mu\text{m}$ 以上, 厚度小于 $10 \mu\text{m}$; (2) 在轧制过程中发生动态再结晶及动态球化所形成等轴晶状初生 α 相, 其中动态再结晶晶粒的尺寸较小, 约为 $5\sim 10 \mu\text{m}$, 而球化相的尺寸较大, 可达 $30\sim 50 \mu\text{m}$; (3) 片层状 β 转变组织, 该组织同样呈现出沿横向展宽的轧制变形特征, 尺寸和变形态初生 α 相晶粒相近。在所有的固溶温度热处理后, 初生 α 相均完全发生球化, 其面积分数随固溶温度的增加逐渐从 17% 左右转变为 6% 左右 (图 9(a)), 这是一个典型的变化趋势, 因为当前实验采取的固溶温度变化范围处于 IMI834 合金的 $\alpha+\beta$ 两相区, 提高固溶温度会使初始 α 相含量下降。换向轧板材的初始 α 相尺寸随固溶温度上升而逐渐从 $12.5 \mu\text{m}$ 下降至 8.5

μm, 而顺轧板材变化不明显。

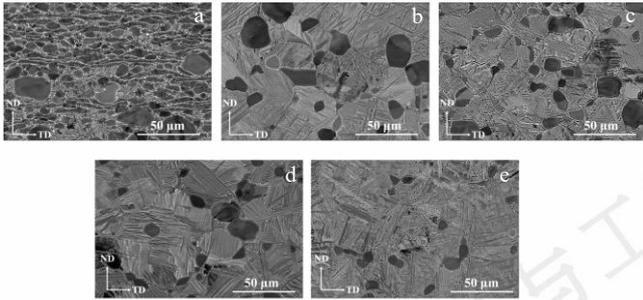


图 7 换向轧 δ1 mm 板材不同热处理条件下的微观组织形貌 (a) R 态 (b) 1015°C (c) 1020°C (d) 1025°C (e) 1030°C
Fig.7 Microstructure morphologies of δ1 mm sheet under different heat treatment conditions after cross-rolling (a) As-rolled (b) 1015°C (c) 1020°C (d) 1025°C (e) 1030°C

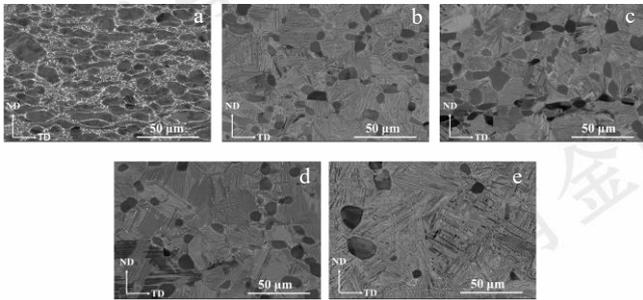


图 8 顺轧 δ1 mm 板材不同热处理条件下的微观组织形貌 (a) R 态 (b) 1015°C (c) 1020°C (d) 1025°C (e) 1030°C
Fig.8 Microstructure morphologies of δ1 mm sheet under different heat treatment conditions after conventional rolling (a) As-rolled (b) 1015°C (c) 1020°C (d) 1025°C (e) 1030°C

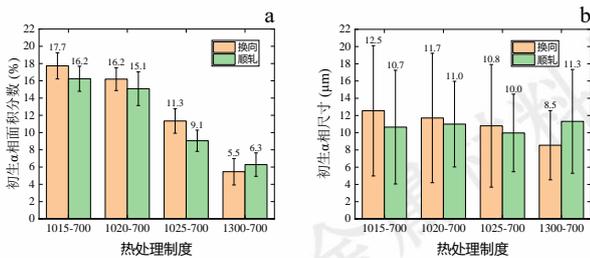


图 9 不同热处理条件下初生 α 相统计结果

Fig.9 Statistical results of primary α-phase under different heat treatment conditions

3.1.6 固溶温度对 IMI834 析出行为的影响

在 IMI834 钛合金中, 析出相是影响其高温性能的重要因素, 图 10 展示了固溶处理对于析出相形态和分布的影响。在 R 态组织中白色的析出相沿晶界析出构成较为连续的网络状分布, 片层厚度约为 0.5~1 μm。能谱点扫描(表 3)分析显示白色析出相为富 Zr、Nb、Mo 相, 通常具有较高的熔点, 有利于提高材料的高温强度, 但是 R 态组织中连续的析出相往往又对

材料的塑性不利, 同时大量的析出也降低了基体中 Zr、Nb、Mo 元素的含量, 不利于固溶强化。进行固溶处理后析出相重新溶解进基体并在时效处理后重新析出, 如图 10 (b) - (e) 所示, 重新析出后的析出相呈颗粒状或碎片状沿晶界不连续分布, 尺寸约为几百纳米。这种形态分布的析出相一方面可以对晶界起到钉扎作用, 提高材料的抗蠕变能力, 另一方面对基体中的 Nb、Mo 元素消耗较少, 有利于提高固溶强化效果, 提高材料强度。固溶后析出相的尺寸和形态主要受到时效时间和温度的影响, 在本工作中不同固溶温度下时效条件都为 700°C/4h, 因此几个热处理条件下的析出行为为类似。固溶温度和轧向对析出相分布的影响主要是通过对组织形态的影响而产生的。

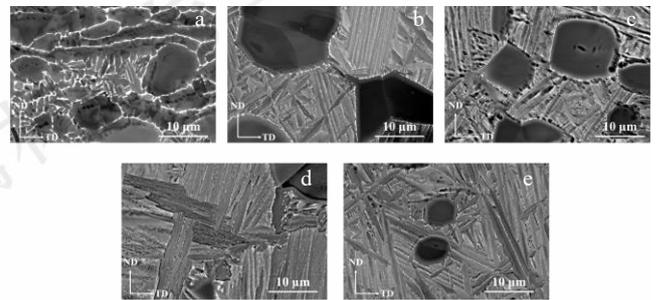


图 10 换向轧 δ 1.0 板材不同热处理条件下的析出行为 (a) R 态 (b) 1015°C (c) 1020°C (d) 1025°C (e) 1030°C
Fig.10 Precipitation behavior of cross-rolled δ1.0 sheet under different heat treatment conditions (a) As-rolled (b) 1015°C (c) 1020°C (d) 1025°C (e) 1030°C

表 3 析出相及基体能谱 EDS 点扫成分分析结果 (wt. %)

Table 3 Component analysis results of precipitate phase and matrix using EDS point scanning (wt.%)

元素名称	Al	Si	Zr	Nb	Mo	Sn
析出相	3.30	0.28	4.09	1.84	2.86	4.38
基体	5.16	0.26	2.79	0.45	0.26	4.22

3.1.7 固溶温度对 IMI834 薄板织构及再结晶组织的影响

热处理后换向轧制板材和顺轧板材的组织变化规律类似。R 态时组织主要是 RD 织构(图 6)。如图 11 所示, 在固溶处理之后, 除了原先的 RD 织构依然存在外, 还出现了大量杂峰, 织构逐渐向随机化发生转变, 这主要是固溶处理时发生的退火再结晶以及次生 α 相形核破坏了原先的织构取向所致。从极图上看, 换向轧制与否对于固溶处理后的织构演化没有显著影响。只有在 1025°C 下进行固溶处理时, 材料仍保留较强的织构强度, 织构转变为主要由 RD 和 TD 两种分量构成, 其中顺轧板材 TD 分量具有最高的极强度。

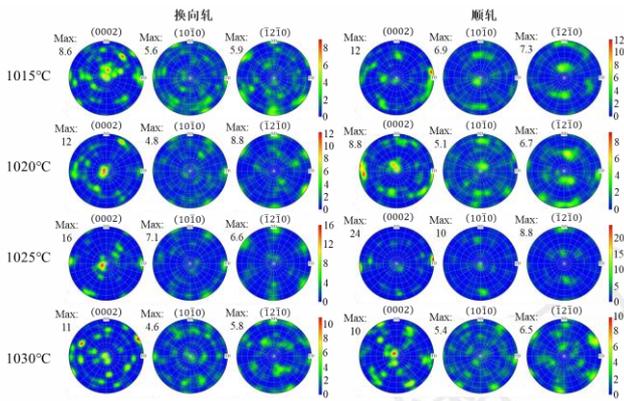


图 11 不同固溶温度热处理后 δ1 mm 板材极图

Fig.11 Pole figures of δ1 mm sheet after heat treatment at different solution temperatures

图 12 显示随着固溶温度的上升，薄板中再结晶晶粒的面积分数逐渐从约 60% 上升至 80%，而变形晶粒的面积分数逐渐从~15% 下降至~5%。并且，随着等轴状的初生 α 相面积分数和尺寸的逐渐减少，片层状晶粒数量增加，组织得到细化。反例出现在 1025°C 时，此时再结晶晶粒分数反而出现下降，变形晶粒面积分数上升，这正好与极图在 1025°C 上区别与其他固溶温度的变化规律的反常相一致。对比顺轧和换向轧，在不同固溶温度下顺轧组织中变形晶粒面积分数要低于换向轧组织，而亚结构晶粒的面积则会高于换向轧组织。这可能是因为顺轧组织中形成的带状组织有利于退火时位错沿其中扁平的亚晶界均匀重排，在吸收了更多变形组织中位错的同时，延缓亚晶界发展为大角度晶界的过程，从而增加了亚结构晶粒的面积。

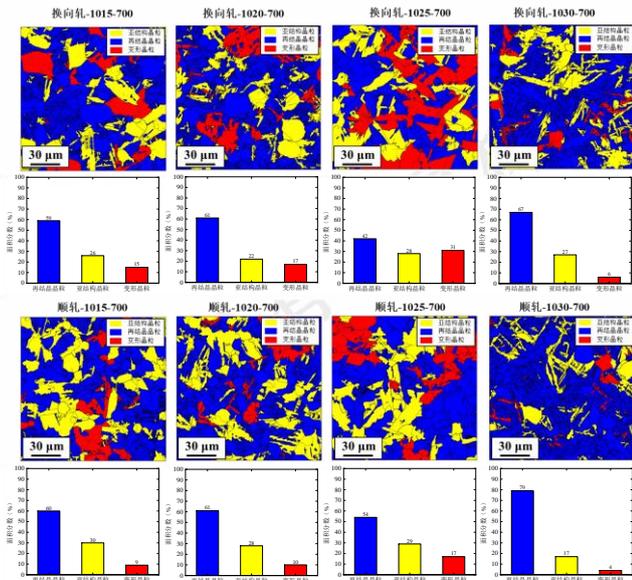


图 12 固溶温度对再结晶晶粒分数的影响

Fig.12 Effect of solution temperature on the fraction of recrystallized grains

最后需要指出的是，由于工程上更加关注综合性能更好的双态组织的材料，而 IMI834 本身两相区较窄，所以本工作研究的温度变化区间选择在相对较窄的 1015°C~1030°C 之间，但这可能忽略潜在的非线性效应对于相变点附近组织演变规律的影响，例如随着材料中 β 稳定元素 (Zr、Nb、Mo 等) 在热处理过程中的溶解或析出，材料的相变点在动态变化，这可能使得材料在 1015°C~1030°C 以外的温度区间表现出更加复杂的组织演化规律，在未来的工作中亟待进一步研究。

4 结论

本工作研究了 IMI834 板材轧制及热处理过程中微观组织及结构随变形量和固溶温度的演化规律，主要结论如下：

(1) δ32 板材组织由等轴状 α 相和片层状 α 相构成，组织均匀性较好；δ10 板材组织存在明显分层现象，可分为带轴组织和细晶组织两部分。其中带轴组织由横向拉长的大尺寸晶粒组成，晶粒内部存在大量取向差小于 10° 的片层状亚晶粒；细晶组织由大量细小的粗短棒状晶粒构成，晶粒塑性变形量大。

(2) δ32 板材结构主要由基面结构、TD 结构和 RD 结构组成，其中 TD 结构所占比例最高；δ10 板材中带轴组织具有基面结构，而细晶组织则主要呈现出基面取向大致与 ND 方向以及 RD 方向构成 30~45° 夹角的结构类型。

(3) δ10 板材中带轴组织和细晶组织的分层是由于带状组织变形是以柱面 <a> 位错和锥面 II<c+a> 位错为主，而细晶组织以基面 <a> 位错为主，塑性变形机制的不同造成了不同的组织形态。

(4) 当固溶温度从 1015°C 提升至 1030°C，初生 α 相含量从 17% 下降到 6%，初生 α 相尺寸从 12.5 μm 下降到 8.5 μm；材料结构从 R 态的 RD 结构逐渐转变为 RD 结构和随机结构并存的复合结构，在这个过程中再结晶晶粒面积分数从 60% 上升至 80%。

参考文献 References

[1] Wang Ning (王宁), Jia Weiju (贾蔚菊), Mao Xiaonan (毛小南), et al. *Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(8): 3077-3088.

[2] Wang S Q, Li W Y, Zhou Y, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 649: 146-152.

[3] Jayaprakash M, Komatsu D, Okazaki M, et al. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2016, 69(2): 439-444.

[4] Chuan W, He Y, Wei L H. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 79: 944-959.

- [5] Ghavam M H, Morakabati M, Abbasi S M, *et al.* *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(3): 748-758.
- [6] Liu Yu (刘玉), Liu Chenhan (刘宸汗), Zhan Min (詹敏), *et al.* *Journal of Chengdu University (Natural Science Edition)* (成都大学学报 (自然科学版)) [J], 2021, 40(4): 390-399.
- [7] Guo Jianzhong (郭建忠), Liu Xiaohua (刘小花), Liu Di (刘娣), *et al.* *World Nonferrous Metals* (世界有色金属)[J], 2019(18): 1-3.
- [8] Sun Liang (孙亮), Dong Fuyu (董福宇), Zhen Bowen (郑博文), *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(6): 146-150.
- [9] Mishin Y, Herzig Chr. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2000, 48(3): 589-623.
- [10] Wang Y N, Huang J C. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2003, 81(1): 11-26.
- [11] Zhao D, Fan J, Zhang Z, *et al.* *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2020, 416(1): 2965-2980.
- [12] Suresh K S, Kitashima T, Yamabe-Mitarai Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 618: 335-344.
- [13] Shi Puying (史蒲英), Zhang Yongqiang (张永强), Sun Feng (孙峰), *et al.* *Special Casting & Nonferrous Alloys* (特种铸造及有色合金)[J], 2017, 37(9): 936-939.
- [14] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H, *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 396(1-2): 50-60.
- [15] Mahender T, Anantha Padmanaban M R, Balasundar I, *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 827: 142052.
- [16] Wang Ruiqing (王瑞琴), Ge Peng (葛鹏), Hou Peng (侯鹏), *et al.* *Heat Treatment of Metals* (金属热处理)[J], 2021, 46(3): 96-100.
- [17] Lee D H, Nam S W. *Journal of Korean Institute of Metal and Materials*[J], 2000, 38(11).
- [18] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H, *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 416(1-2): 300-311.
- [19] Liu X yan, Li H wei, Zhan M, *et al.* *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*[J], 2022, 32(1): 162-174.
- [20] Singh A, Balasundar I, Gautam J P, *et al.* *Procedia Structural Integrity*[J], 2019, 827: 142052.
- [21] Li Siqing (李四清), Wang Xu (王旭), Deng Yuting (邓雨亭), *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology* (航空制造技术)[J], 2019, 62(19): 47-52.
- [22] Singh N, Singh V. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 485(1-2): 130-139.

Effects of Rolling Deformation and Solution Treatment on the Microstructure and Texture of IMI834 Plate

Nan Yang¹, Ruiqin Wang¹, Lichao Shi¹, Zhiting Chen¹, Heng Yang¹, Chen Peng¹, Shuang Zhang²

(1. Western Metal Materials Co., Ltd., Xi'an 710201, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: IMI834, as a high-performance titanium alloy resistant to 600 °C high temperatures, faces limitations in its application due to issues such as a narrow processing window, weak deformation ability, and high deformation resistance. Although controlling the sheet's microstructure and texture by adjusting the rolling thickness and post-rolling heat treatment is feasible, related research remains insufficient. In this study, scanning electron microscopy and backscattered electron diffraction techniques were employed to investigate the effects of deformation and solution treatment temperature on the microstructure and texture of IMI834 sheets. The results indicate that as the rolling deformation increases, the sheet's microstructure gradually transforms into banded and equiaxed fine-grained structures, with the banded structure exhibiting an RD texture. Additionally, reversing the rolling direction can increase the proportion of equiaxed fine-grained structures. Appropriate solution treatment can effectively weaken the basal texture, thereby reducing the sheet's deformation anisotropy. This study provides both theoretical and practical foundations for controlling the texture and improving the performance anisotropy of near- α high-temperature titanium alloy sheets.

Key Words: IMI834; Rolling; Heat Treatment; Microstructure and texture

Funding: Xi'an Postdoctoral Innovation Base Funding Program

Corresponding author: Nan Yang, Ph. D., Engineering, Superconducting Material Center, Western Metal Materials Co., Ltd., Xi'an 710201, China,

E-mail: yangnan_sd4646191@163.com, market@c-wmm.com

与工程

金属材料与工程

料与工程

稀有金属材料与工程