

Ti-1500 合金紧固件热镦成形及微观组织研究

宁昭勇^{1,2}, 辛社伟^{1,2}, 周伟², 王晓²

(1. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 通过对 Ti-1500 合金进行热镦成形实验, 对比分析了不同热镦温度下 3 个不同变形区的显微组织。结果表明: 热镦工艺对微观组织演化有显著影响, 热镦温度越高且变形量越大的区域动态再结晶越明显。具体表现为 700 °C 时变形 I 区和变形 II 区未发生动态再结晶, 变形 III 区发生了明显的再结晶, 820 °C 时发生了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变且 3 个变形区均发生明显的动态再结晶, 900 °C 时再结晶晶粒过度长大。700 °C 镦制时变形 I 区形成了 {001}/ND 织构, 随着变形量增大, 变形 II 区的晶粒逐渐向 <001> 和 <111> 方向转动, 最终形成了强度更高且体积分数更多的 {001} 织构并形成了一部分 {111}/ND 织构。当变形量增至变形 III 区时, 再结晶形成了 <001> 取向的新晶粒, 并且晶粒长大过程中 <001> 取向晶粒的晶界向 <111> 取向晶粒的晶界迁移, 导致 {001} 织构强度和体积分数进一步增加, 而 {111} 织构体积分数有所下降。并且 820 和 900 °C 时的织构类型、织构强度以及织构演化规律与 700 °C 时是一致的。

关键词: Ti-1500 合金; 热镦; 动态再结晶; 织构

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)05-1254-07

1 引言

航空航天用紧固件材料主要包括合金钢、钛合金和一系列高温合金等, 随着航空航天工业的快速发展, 材料正面临越来越复杂的服役环境, 这对材料的强度提出了更高的要求, 近年来高强钛合金紧固件一直是航空航天领域的热点^[1-3]。Ti-1500 合金是一种新型超高强中韧钛合金, 钼当量为 15, 具有抗拉强度高、比强度高和抗疲劳性能良好等优异性能, 在航天飞行器紧固件中具有十分广泛的应用前景^[4]。

紧固件的制备工艺主要包括镦制、热处理、滚螺纹和表面处理等。其中, 镦制工艺是制备紧固件的关键环节, 主要分为冷镦和热镦^[5-8]。冷镦具有成本低、效率高、表面光洁度好等优点, 但是也容易导致材料产生裂纹和飞边, 致使产品合格率低, 降低模具的使用寿命, 因此冷镦一般要求材料具有较好的塑性。而热镦对于金属材料的塑性要求较低, 且产生的缺陷较少。由于 Ti-1500 合金室温塑性不高, 因此本实验采用热镦工艺对紧固件进行镦制成形。然而, 热镦温度选取不当同样会影响紧固件的成形质量, 温度过低会造成紧固件出现裂纹、折叠等缺陷^[9], 温度过高易发生再结晶, 破坏紧固件的金属流线, 也容易产生过热过烧和晶粒粗大的现象, 限制紧固件的应用。因此, 研究热镦温度对紧固件显微组织的影响具

有十分重要的意义。

目前, 一些学者已经对紧固件的热镦成形工艺进行了相关研究。例如朱李云等^[8]对 TC4 钛合金进行了热镦成形实验, 发现在 940 和 1000 °C 镦制时易产生显微组织过热、晶粒长大等缺陷, 而在 850、890 °C 下镦制时, 未产生明显缺陷。吴崇周^[10]的研究表明 TC16 合金的最优热镦温度为 700 °C, 而在 800 或 850 °C 热镦时, 由于局部升温现象, 镦头温度超过了相变点导致等轴组织转变为网篮组织。李钊等^[11]在研究镦制温度对 GH4169 合金紧固件组织的影响时发现, 热镦温度过低时容易造成镦头充型不满, 头杆结合处晶粒存在较大级差, 而温度过高时镦头中心区域存在组织失稳的可能。由此可见, 不论是 TC4、TC16 还是 GH4169 合金, 在制备紧固件过程中, 合理的热镦温度对紧固件的成形质量具有十分重要影响。

Ti-1500 合金作为一种新型的高强钛合金, 其紧固件制备工艺尚不成熟。因此, 本实验旨在研究 Ti-1500 合金在不同温度热镦时微观组织和织构的演化规律, 为 Ti-1500 合金紧固件的热镦成形提供技术指导。

2 实验

本实验所用材料是西北有色金属研究院研制的新型

收稿日期: 2024-05-08

基金项目: 国家自然科学基金 (52071275)

作者简介: 宁昭勇, 男, 1998 年生, 硕士, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: whxbirb@163.com

超高强韧 Ti-1500 合金,该合金是以 Ti-Al-Mo-V-Cr-Zr-Nb 作为主元素的七元合金^[4],采用 3 次真空自耗电弧炉熔炼得到铸锭。金相法测得合金相变点为 $(825\pm5)^{\circ}\text{C}$ 。热镦材料为经两相区热轧 $\Phi 12\text{ mm}$ 的棒材。图 1 是热轧态显微组织,可以看到,热轧组织不均匀且晶粒形状不规则,晶界处有少量再结晶小晶粒。

通过箱式电阻炉将试样分别加热至 700°C ($\alpha+\beta$ 相区)、 820°C (近 β 区)和 900°C (β 相区),保温 5 min,随后使用热镦压力机进行热镦实验。切取紧固件头部 1/4 区域进行组织表征,根据变形程度和应力状态的差异,将紧固件头部区域分成 3 个不同变形区域:变形 I 区为最小变形区域,处于紧固件头部与杆部结合的位置,主要受到一侧拉应力和一侧压应力的作用;变形 II 区的变形量居中,属于自由变形区域,主要受到模具的两向压应力和一向拉应力的作用;变形 III 区的变形程度最大,属于最大变形区域,主要受到轴向压应力的作用(图 2)。

金相试样经磨抛处理后使用体积比为 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:3:7$ 的腐蚀液进行腐蚀,使用 Olympus 光学显微镜观察金相组织。EBSD 试样打磨和电解抛光处理后使用配备了取向分析系统(Aztec HKL)的高分辨场发射扫描电子显微镜(HRFE-SEM)采集试样的 EBSD 数据。

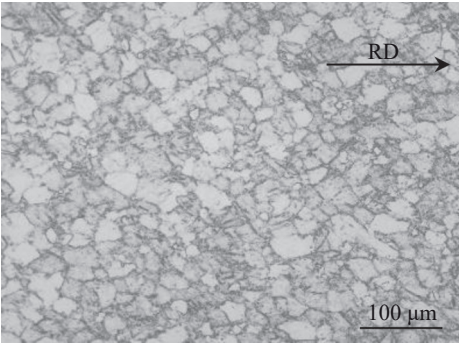


图1 Ti-1500 合金热轧态显微组织
Fig.1 Microstructure of hot-rolled Ti-1500 alloy

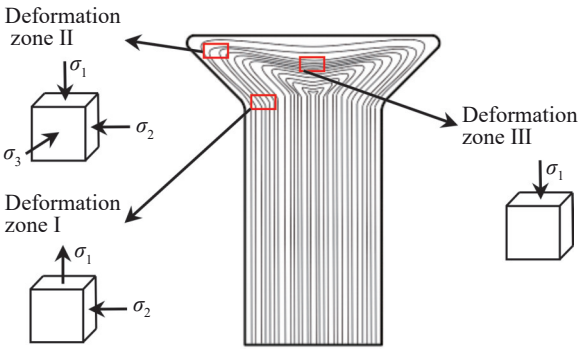


图2 Ti-1500 合金紧固件金属流线分布
Fig.2 Metal streamline distribution of Ti-1500 alloy fastener

3 结果与分析

3.1 热镦试样宏观形貌

图 3 为 Ti-1500 合金热镦后试样的宏观形貌。可以看到,合金经 700°C 、 820°C 和 900°C 热镦后均未出现折叠、镦制裂纹和过热过烧等缺陷。 700°C 热镦后,可以观察到完整清晰的金属流线,流线沿金属流动方向排列(图 3a),当温度升高至 820°C 时,金属流线变得非常模糊(图 3b),而在 900°C 时,已难以观察到金属流线的痕迹(图 3c)。可见,热镦温度的提升对于金属流线的形貌有较大影响。众所周知,金属材料在热变形过程中,变形温度越高越容易发生动态再结晶,新形成的再结晶晶粒将取代原有的变形晶粒。因此,随着热镦温度的不断升高,动态再结晶程度可能也在不断增加,从而导致热镦试样的金属流线越来越模糊。

3.2 热镦试样显微组织

图 4a₁、4a₂ 和 4a₃ 分别是 700°C 热镦时不同变形区域的显微组织。可以看到,变形 I 区和变形 II 区中均含有大量 α 相, β 晶界模糊不清,变形 II 区中的 β 晶粒发生了明显变形且呈扁平状(图 4a₁ 和 4a₂)。变形 III 区的晶粒在热镦时受轴向压应力而呈现出纤维状。 700°C 热镦时变形 I 区和变形 II 区未发生明显的再结晶,由于变形 III 区的变

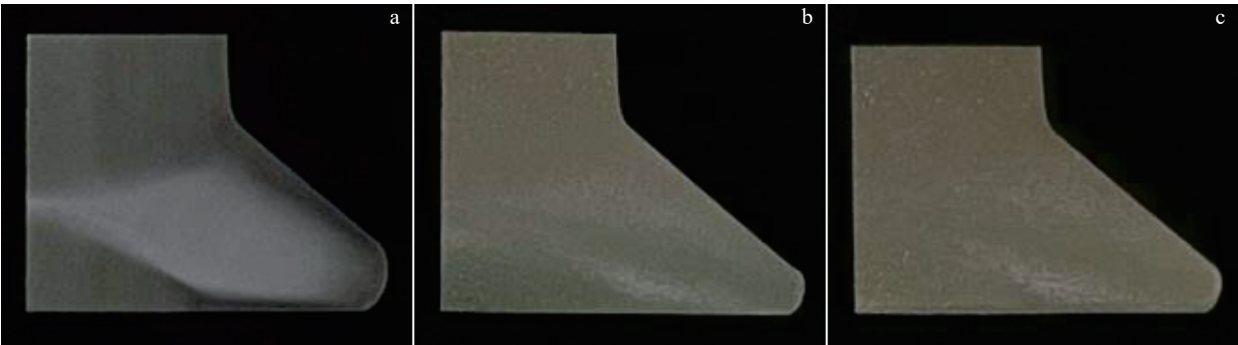


图3 Ti-1500 合金紧固件宏观形貌
Fig.3 Macro-morphologies of Ti-1500 alloy fastener: (a) 700°C , (b) 820°C , and (c) 900°C

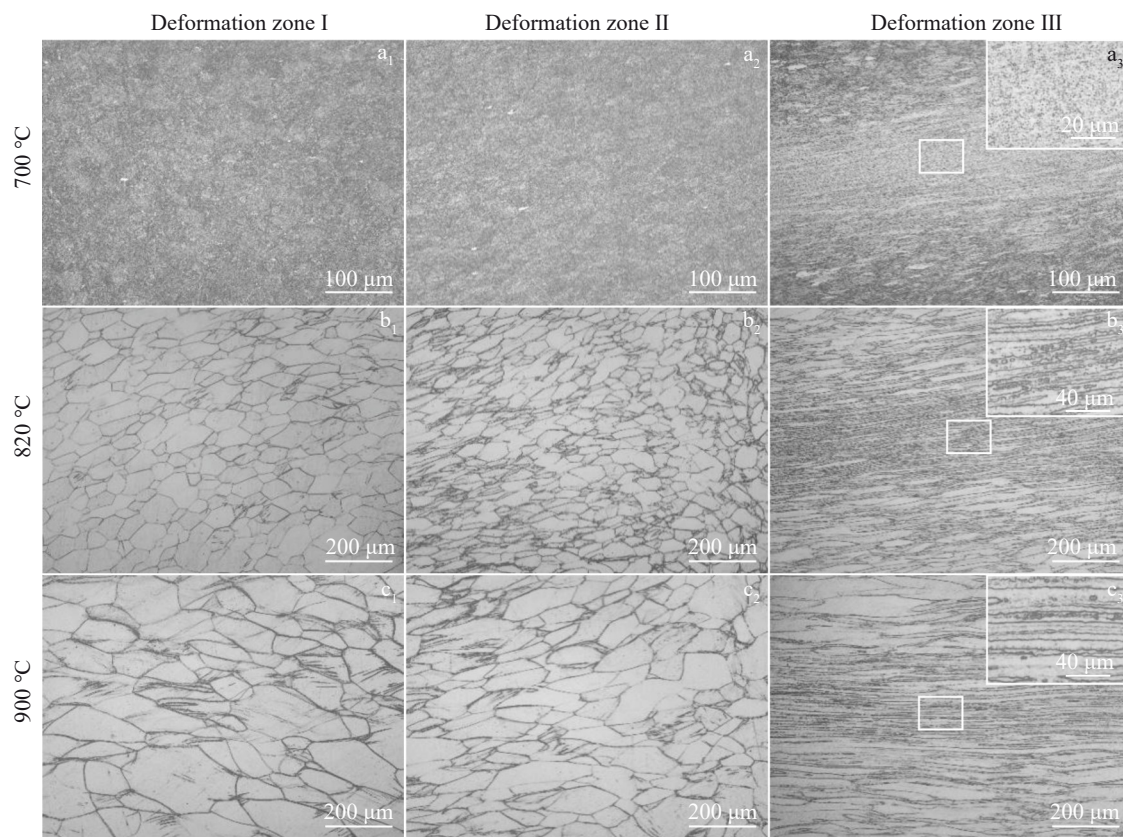


图4 Ti-1500合金紧固件的显微组织

Fig.4 Microstructures of Ti-1500 alloy fastener

形量过大,从金相图中难以判断是否发生动态再结晶,下面将采用EBSD进行判断。

图4b₁、4b₂和4b₃分别是820 °C热锻时不同变形区域的显微组织。可以看到,不同于700 °C,在3个变形区均未观察到 α 相的存在,而只存在 β 晶粒。这是由于820 °C接近合金的相变点,且在变形过程中产生了大量变形热,因此发生了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变以及在变形过程中产生了显著的动态再结晶。而由于变形I区、II区和III区变形量依次增大,3个区域组织分别呈现出等轴状、扁平状和带状。事实上变形III区的带状组织是由于高应变下不均匀变形而形成的变形带,大量亚结构在变形带附近形成并随变形量的增大逐渐演化成大角度晶界,形成细小的等轴晶粒。

图4c₁、4c₂和4c₃分别是900 °C热锻时不同变形区域的显微组织。可以看出,随着温度的进一步升高,发生了明显的晶界迁移,使得3个变形区中的晶粒均发生了一定程度的长大。值得注意的是,不管是820 °C还是900 °C,变形II区的晶粒都小于变形I区,这是由于这两个区域的变形量存在较大差异,热锻时变形量更大的II区将提供更多的形核点,但同时也使得每个晶粒的生长空间被局限。

采用EBSD对3种锻制制度下的显微组织进行了进一步观察。图5a₁、5a₂和5a₃是700 °C热锻不同变形区域

的晶粒取向图。晶粒内部的颜色差异在一定程度上能够反应变形区域中缺陷的多少,可以用于定性分析材料的状态^[12]。在变形I区的晶界处和晶粒内部发现大量由位错滑移形成的亚晶界(图5a₁),变形I区中大部分晶粒内部具有明显的色差,说明在晶粒内部存在较多的位错胞、小角度晶界和亚晶界等缺陷,这些缺陷将为随后的动态再结晶提供组织准备^[13]。变形II区和变形III区中同样含有大量亚晶界。当温度升高至820 °C时,3个变形区域中的亚晶界含量均有所降低(图5b₁、5b₂和5b₃),900 °C时的亚晶界含量进一步降低(图5c₁、5c₂和5c₃)。

大角度晶界的分布情况可以用来表征动态再结晶的进行程度^[14]。图6中变形III区的数据取自于图5a₃、5b₃和5c₃中黄色虚线框内的晶粒。如图6所示,由于变形I区的变形储能能较低,且难以驱动晶粒发生再结晶,热变形过程中产生的高密度的变形位错发生了回复并形成大量亚组织,此时的动态软化机制以动态回复为主,因此在700 °C热锻时取向差大于15°的大角度晶界含量仅有21.6%。当温度升高至820 °C时,位错滑移获得了更多能量,晶粒中的亚组织含量增加并相互合并,大角度晶界增加至41.5%,由于820 °C热锻时 β 晶粒发生等轴化,此时的动态软化机制转变为动态再结晶。温度升高至900 °C时,晶粒形核率与长大速率的比值很小,晶界迁移速率增

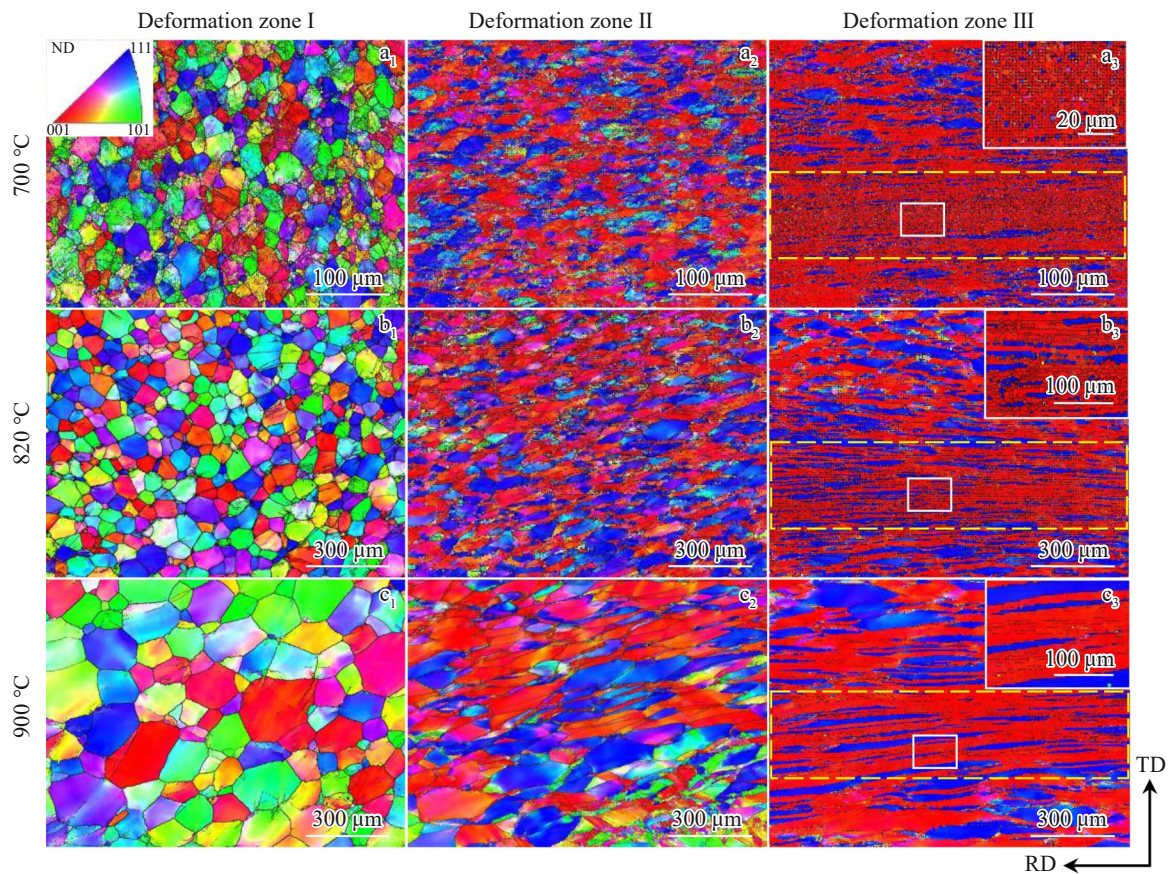


图 5 Ti-1500 合金紧固件的晶粒取向

Fig.5 Grain orientation diagrams of Ti-1500 alloy fastener

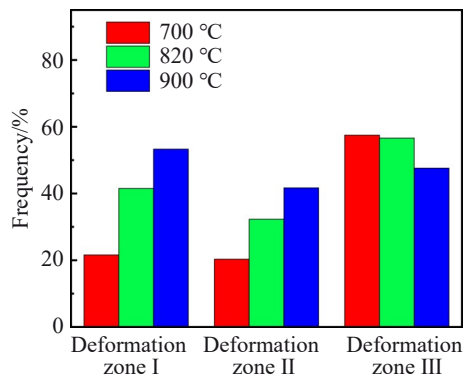


图 6 Ti-1500 合金紧固件大角度晶界占比

Fig.6 Proportion of high angle grain boundary of Ti-1500 alloy fastener

加,晶粒发生明显粗化,大角度晶界含量增加至 53.3%。

事实上,变形Ⅱ区的变形储存能仍然不是很充足,700 °C 时的大角度晶界含量仅有 20.3%,随变形温度的升高大角度晶界含量也在逐渐增加。值得注意的是,在 700、820 和 900 °C 变形Ⅱ区的大角度晶界含量均低于变形Ⅰ区,由于其储存能仍然相对较低,变形后形成了更多的亚组织且没有合并成大角度晶界,因此变形Ⅱ区的大

角度晶界含量反而略有降低。

变形量增大至变形Ⅲ区时,驱动晶粒形核和长大的储存能不断增加,此时的形核率非常高,700 °C 时的形核率与长大速率比值较大,变形组织中形成了大量的再结晶小晶粒(图 5a₃),大角度晶界含量提升至 57.5%。800 和 900 °C 时的再结晶晶粒开始长大,大角度晶界含量略有下降(图 6)。尽管在变形Ⅲ区中大角度晶界含量随温度升高有所降低,但是在整体上仍然高于另外两个变形区域,这说明变形量的增大促进了动态再结晶进程。

如图 3 所示,试样的金属流线随着温度升高开始变得模糊不清。金属流线是纤维组织的宏观表现,良好的金属流线一般沿着零件的轮廓方向,可以使零件的力学性能显著提高^[15]。在紧固件制备过程中,要求需保持完整的金属流线。但是由于 Ti-1500 合金在 820 和 900 °C 热锻时 3 个变形区域均发生了动态再结晶,新晶粒的生成破坏了原有的纤维组织,宏观上表现为破坏了紧固件的金属流线(图 3)。而在 700 °C 热锻时,仅有变形Ⅲ区存在少量再结晶小晶粒,因此其金属流线比较完整。

3.3 组织

热变形过程中形成的组织对合金的力学性能具有显

著影响^[16-18]。由于在热锻过程中发生了晶粒变形和动态再结晶,这势必对不同变形区域的织构产生显著影响。因此,有必要对紧固件不同变形区域的织构类型和织构强度进行详细分析。图7中变形III区的数据取自于图5a₃、5b₃和5c₃中黄色虚线框内的晶粒。

众所周知,变形材料的织构可以用极图来反映。由图5所示,在700、820和900℃3个不同变形区的晶粒取向以<001>和<111>方向为主,因此有必要详细分析{001}和{111}晶面族极图。图7a₁、7a₂和7a₃分别是700℃热锻变形I区、II区和III区的极图,其中(001)晶面族极图中的极密度点均聚集在压缩轴方向(ND),说明具有<001>取向的晶粒在ND方向形成了集中取向,即形成了{001}/ND织构。而在(111)极图中,变形I区没有形成明显的织构,变形II区和变形III区中形成了平行于ND方向的{111}织构。因此,700℃3个变形区的织构随变形量的增大逐渐向{001}织构和{111}织构演化,且不同变形区域的织构类型基本相同,表明紧固件头部区域的织构具有一致性。尽管不同变形区域的织构类型相同,但是织构强度却存在较大差异。700℃热锻变形I区的{001}织构强度仅有3.47,而在变形量较大的区域{001}织构强度有了明显的提升,变形II区和变形III区织构强度分别达到了10.47和32.07。{111}织构强度较低,不同变形区域的织构强度差别较小。

当热锻温度升高至820和900℃时同样形成了平行于ND的{001}织构和{111}织构,并且织构的演化规律与700℃热锻时的规律相同(图7b₁、7b₂和7b₃和图7c₁、

7c₂和7c₃)。因此,在820和900℃热锻时{001}和{111}织构强度的提升进一步证明了变形量的增大促进了织构向{001}织构和{111}织构演化。而变形温度的升高对于织构的演化几乎没有影响。

为了更精确地量化热变形过程中的织构演变,对EBSD扫描数据获得的晶粒信息进行了定量评估。图8是{001}织构和{111}织构的体积分数柱状图,其中变形III区的数据取自于图5a₃、5b₃和5c₃中黄色虚线框内的晶粒。如图8所示,不管是700、820还是900℃,变形量由变形I区增至变形III区时,{001}织构的体积分数不断增加,而{111}织构体积分数先增加后降低。这说明在变形量较小时,可能有更多的晶粒在变形过程中向<001>和<111>方向偏转,而变形量较大时,<111>取向的晶粒可能转变为了<001>取向的晶粒。

织构强度和体积分数的这种变化必然与以下两种因素有关:首先,热变形过程中晶粒发生偏转形成了新的取向;其次,晶粒通过再结晶形成一些新的织构。再结晶织构是在热变形后的晶粒球化和再结晶晶粒长大过程中产生的织构。通常,再结晶织构源于变形织构,再结晶晶粒可能依附于变形晶粒形核长大并与变形晶粒保持相同的取向,进而使得织构强度增加,也有可能形成与变形晶粒不同的新取向晶粒导致织构强度下降。

当变形量由变形I区增加至变形III区时,晶粒发生了较大的变形,织构的演化必然受到形变影响,在变形过程中晶粒向<001>/ND方向进行转动,因此{001}织构强度和体积分数不断提升。{111}织构强度在变形过程中的

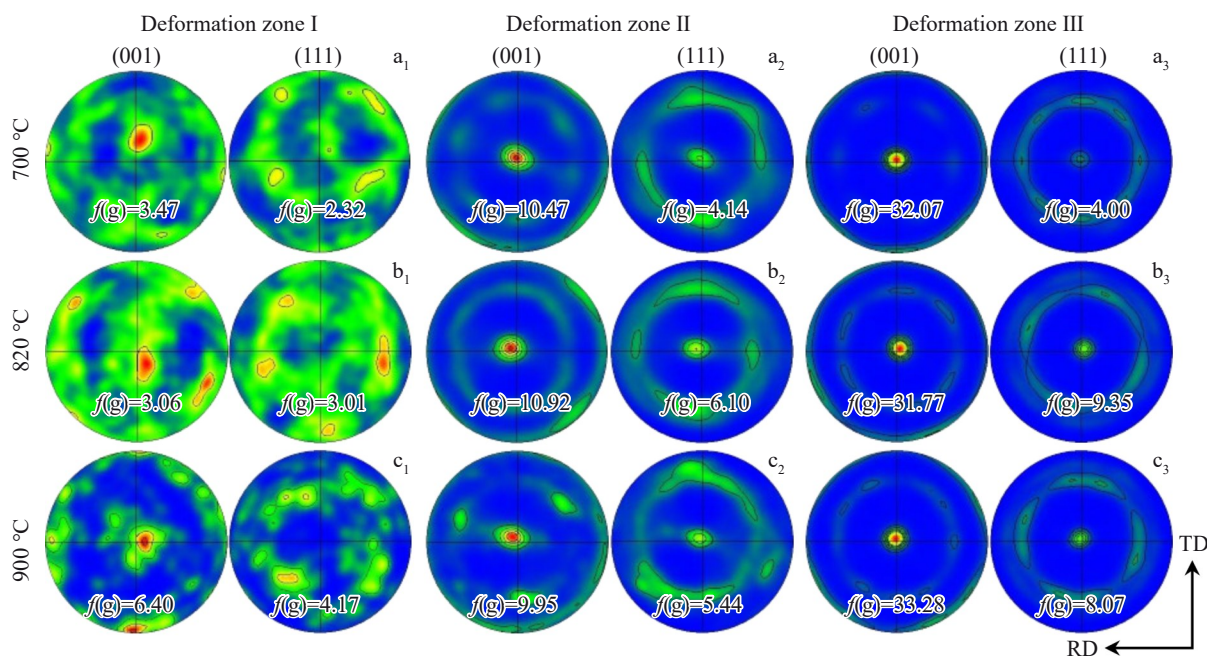


图7 Ti-1500合金紧固件的{001}和{111}晶面族极图

Fig.7 Polar diagrams of {001} and {111} crystal plane families of Ti-1500 alloy fastener

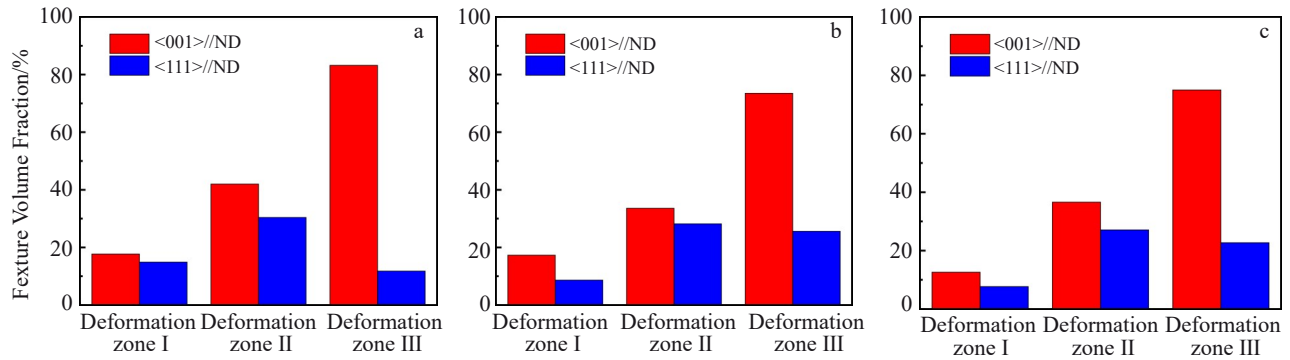


图8 Ti-1500 合金紧固件的组织体积分数

Fig.8 Texture volume fraction of Ti-1500 alloy fastener: (a) 700 °C, (b) 820 °C, and (c) 900 °C

变化不明显,其体积分数表现出“先升后降”的特点,变形I区至变形II区的动态再结晶程度相对较低,{111}织构的演变同样受到形变的影响,变形过程中晶粒在向<001>方向转动同时还在向<111>方向转动,因此{111}织构体积分数有所增加。有研究报道^[19],与热压缩变形钛合金最相关的织构成分主要是 α -fiber, γ -fiber和 η -fiber。其中,{001}织构属于 η -fiber,{111}织构属于 γ -fiber,二者均是典型的变形织构。而变形量增加至变形III区时已发生明显的动态再结晶,因此{111}织构体积分数的下降可能与晶粒的形核长大有关。

由于变形量增大明显的促进了动态再结晶进程,因此织构的演化必然同时受到了再结晶的影响。结合大角度晶界与{001}织构强度和体积分数的变化规律发现,变形量增加至变形III区时,三者均呈增加趋势,这表明{001}织构强度和体积分数的增加的确受到了再结晶的影响,且动态再结晶形成的新晶粒取向主要是以<001>为主。因此,{001}织构的增强同时受到形变和再结晶的双重影响。不同取向的晶粒在热变形过程中具有不同的存储能和位错密度。研究表明^[20],对于体心立方(bcc)金属,<111>取向晶粒的泰勒因子大于<001>取向晶粒,<111>取向的晶粒具有更高的储存能。当变形量由变形II区增加至变形III区时,形核率与长大速率的比值增大,晶粒在形核与长大过程中必然伴随晶界的迁移,储存能较低的<001>取向晶粒的晶界开始向<111>取向晶粒晶界迁移,从而导致{111}织构的体积分数有所下降。

众所周知,金属材料的塑性变形主要通过滑移来完成,施密特因子越高,滑移系统被激活的可能性越大。Chen等^[21]在研究 β -钛合金在热轧过程中的织构演变时发现,动态再结晶晶粒会向首选滑移系进行旋转,各滑移系之间较大的取向偏差导致再结晶晶粒取向随机化,从而弱化了变形织构。Primig等^[20]研究了bcc结构金属钼在热变形过程中的织构演变,发现形成了平行于加载方向的纤维织构{001}和{111},且随着真应变的增加和变形温度的升高,{001}体积分数不断增加。Lu等^[22]在

Ti-35421 热压缩变形实验中发现,当真应变从0增加到0.92时,{001}织构逐渐增强,{111}织构逐渐减弱。同时, α_p 相的施密特因子从0.468增加到0.483, β 相的施密特因子从0.452逐渐增加到0.462,表明合金逐渐向软取向发展,导致变形阻力减小,产生流动软化。Raabe^[23]研究表明,与<001>//LD晶粒相比,<111>//LD晶粒的变形需要更多的滑动系统,而对于前者来说,只需要激活两个滑动系统。

由此可见,对于具有bcc结构的金属材料来说,随着真应变增加,<001>滑移方向开始被激活,并形成{001}织构。Ti-1500合金在热敏过程中组织中含有大量 β 相, β 相中的<001>方向是滑移系中的软取向,热敏时变形晶粒中的<001>方向被大量激活,同时动态再结晶晶粒向<001>方向旋转。因此,随着变形量增加, β 相的{001}织构逐渐增强,{001}织构体积分数也在不断增加。

综上所述,在变形量增大过程中,{001}织构强度和体积分数的增加受到了形变和再结晶的双重影响,形变使得更多的晶粒取向转向<001>方向,再结晶形成的新晶粒也主要是<001>取向晶粒。而{111}织构强度在整个变形区域相对较弱,且体积分数呈现出“先升后降”的特点是形变和晶粒长大的引起的,形变导致其体积分数增加,而晶粒长大导致其体积分数下降。

4 结论

1) Ti-1500合金在700 °C($\alpha+\beta$ 相区)热敏时变形I区和变形II区均未发生动态再结晶,而变形III区发生了动态再结晶,紧固件金属流线清晰明显;在820 °C(近 β 相区)时3个变形区域均发生了明显的动态再结晶,紧固件金属流线模糊不清;在900 °C(β 相区)时出现了晶粒粗化现象,此时金属流线消失。

2) Ti-1500合金在700、820和900 °C敏制时3个变形区均形成了{001}//ND织构和{111}//ND织构,并且{001}织构的强度和体积分数在3个变形区呈现单调递增的趋势,而{111}织构的体积分数先增加后降低。

参考文献

References

- [1] Li Meng(李 蒙), Feng Weizhong(凤伟中), Guan Lei(关 蕾) *et al. Nonferrous Metal Materials and Engineering*(有色金属材料与工程)[J], 2018, 39(4): 49
- [2] Dong Ruifeng(董瑞峰), Li Jinshan(李金山), Tang Bin(唐 斌) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2018, 61(4): 86
- [3] Shi Junfeng(师俊峰), Han Zhenmei(韩珍梅). *Mechanical Management and Development*(机械管理开发)[J], 2020, 35(5): 258
- [4] Zhao Yongqin(赵永庆). *Material China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 1, 24
- [5] Zhang Xuhu(张绪虎), Shan Qun(单 群), Chen Yonglai(陈永来), *et al. Material China*(中国材料进展)[J], 2011, 30(6): 28, 63
- [6] Xin Shewei(辛社伟), Zhou Wei(周 伟), Li Qian(李 倩) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2021, 40(6): 441
- [7] Sha Aixue(沙爱学), Wang Qingru(王庆如), Li Xingwu(李兴无). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(3): 455
- [8] Zhu Liyun(朱李云), Cheng Quanshi(程全士), Hu Qingkuan(胡庆宽) *et al. MW Metal Forming*(金属加工(热加工))[J], 2016, 23: 15
- [9] Xu Yongchun(许永春), Zheng Gaofeng(郑高峰), Yin Xiaojian(殷小健) *et al. Development & Innovation of Machinery & Electrical Products*(机电产品开发与创新)[J], 2021, 34(6): 131
- [10] Wu Chongzhou(吴崇周). *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2007, 3: 61
- [11] Li Zhao(李 钊), Wang Yanju(王彦菊), Geng Changjian(耿长建) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2020, 41(5): 79
- [12] Li Ping(李 萍), Duan Yuanpei(段园培), Xue Kemin(薛克敏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(5): 872
- [13] Wang X, Jahazi M, Yue S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 434(1–2): 188
- [14] Zhang Dongdong, Liu Chunming, Jiang Shunong *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 944: 169190
- [15] Jin Hong(金 宏), Yin Yinyin(殷银银), Liu Le(刘 乐) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2022, 47(6): 55
- [16] Biavant K, Pommier S, Prioul C. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2002, 25: 527
- [17] Buirette C, Huez J, Gey N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 618: 546
- [18] Gurao N, Manivasagam G, Perumal G *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44: 5602
- [19] Sander B, Raabe D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 479(1–2): 236
- [20] Primig S, Leitner H, Knabl W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(12): 4794
- [21] Chen Yi, Li Jinshan, Tang Bin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 618: 146
- [22] Lu Tong, Dan Zhenhua, Li Tianjing *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 2257
- [23] Raabe D. *Steel Research*[J], 1995, 66: 222

Study on Hot Upsetting and Microstructure of Ti-1500 Alloy Fastener

Ning Zhaoyong^{1,2}, Xin Shewei^{1,2}, Zhou Wei², Wang Xiao²

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

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

Abstract: The microstructure of Ti-1500 alloy in three deformation zones at different hot upsetting temperatures was comparatively analyzed through hot upsetting experiments. The results show that the hot upsetting process has a significant influence on the microstructure evolution, and the higher the hot upsetting temperature and the larger the deformation degree, the more obvious the regional dynamic recrystallization. Specifically, dynamic recrystallization does not occur in deformation zone I and deformation zone II at 700 °C, but obvious recrystallization occurs in deformation zone III, $\alpha \rightarrow \beta$ phase transformation occurs at 820 °C, obvious dynamic recrystallization occurs in all three deformation zones, and the recrystallized grains grow excessively at 900 °C. During upsetting at 700 °C, the {001} // ND texture is formed in the deformation zone I. With the increase in deformation degree, the direction of grains in the deformation zone II gradually changes to the directions of <001> and <111>, finally the {001} texture with higher strength and more volume fraction is formed, and a part of the {111} // ND texture is formed. When the deformation amount increases and influences the deformation zone III, recrystallization forms new grains with <001> orientation, and the boundaries of <001> oriented grains migrate to those of <111> oriented grains, which leads to the further increase of {001} texture strength and volume fraction, while the volume fraction of {111} texture decreases. And the texture type, texture strength and texture evolution law at 820 and 900 °C are consistent with those at 700 °C.

Key words: Ti-1500 alloy; hot upsetting; dynamic recrystallization; texture

Corresponding author: Xin Shewei, Ph. D., Professor, Titanium Alloy Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231078, E-mail: nwpu_xsw@126.com