

锻造工艺及热处理对含 Er7050 铝合金组织与力学性能的影响

刘宇航 荣莉 黄晖 陈炯燊 马晨曦 史晓成 魏午 文胜平 高坤元 吴晓蓝 聂祚仁

(北京工业大学, 北京 100000)

摘要: 为了探究多向锻造对铝合金微观组织及力学性能的影响,本文以均火态含 Er7050 铝合金为研究对象,该合金在 400°C 下进行了三种不同锻造道次的多向锻造,即三墩三拔(3U3CS)、六墩六拔(6U6CS)以及九墩九拔(9U9CS)。随后,合金经过了固溶处理、水淬和 T6 时效处理。对样品进行了微观结构分析和机械性能测试。通过比较三种不同锻造工艺所得样品的机械性能,我们发现经过九墩九拔锻造工艺处理的样品具有最佳的机械性能,这归功于该锻造工艺使其产生细小的晶粒和致密的析出强化相,该锻造工艺条件下样品的平均抗拉强度为 621.4 MPa,平均屈服强度为 545.4 MPa,平均伸长率为 13.10%,对比其他两种锻造工艺处理的样品均有提升,这表明优化的锻造工艺显著改善了机械性能。

关键词: 含 Er7050 铝合金; 多向锻造; 显微组织演变; 再结晶

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

7XXX 系铝合金是一种常用的结构材料,但其在时效硬化后往往会显示出有限的强度和耐磨性^[1]。这个问题可以通过将合金的晶粒细化到一定的程度从而形成细晶强化来解决。多项研究表明,剧烈塑性变形 (SPD) 技术是细化晶粒、提高金属材料力学性能的有效方法^[2-5]。剧烈塑性变形有多种形式,例如高压扭转 (HPT)^[6-8]、等通道角挤压 (ECAP)^[9-11]、累计叠轧焊 (ARB)^[12,13]、多向锻造 (MDF)^[14-18]等。在众多变形技术中,多向锻造 (MDF) 技术以其简单的结构、低廉的成本以及能够制备大型块状材料等优势成为最具潜力的工业塑性变形选择^[19]。

在多向锻造过程中,材料中的晶粒随着外界所施加载荷的轴向变化而被不断的压缩和拉长,在这反复的变形中可以达到细化晶粒、提高拉伸性能的效果^[20,21]。铝合金多向锻造受初始晶粒尺寸、温度、锻造道次、变形量、锻造温度、摩擦系数等多种因素的影响,可见确定出最佳的技术参数的难度较大。近些年来,学者们深入研究了多向锻造过程中金属流动规律及变形组织运动规律等内在因素对铝合金组织及性能的影响。He^[22]等人报道出 2219 铝合金在低温条件下进行多向锻造实验将会引起粗大 Al₂Cu 颗粒的破碎,但是相较于高温下多向锻造,其破碎颗粒溶解不充分。Wang^[23]等人对镁合金进行了多道次的 MDF,其实验结果表明,锻造后的铸锭平均晶粒尺寸为 0.8 μm,抗拉强度明显提升,并且塑性得到

了较大的提升。Zhu^[24]等人通过对纯铝锭进行不同道次的 MDF 发现,试样中心区域最先出现细小的再结晶晶粒,随着锻造道次的上升,试样中心的细晶区域逐渐扩大,当锻造道次达到 6 时,试样中心形成了 X 形细晶区,12 道次时,芯部晶粒细化到一定尺寸,当锻造道次进一步上升时,晶粒并没有随着锻造道次上升而一直细化,但是近表面的粗晶尺寸细化,即细晶晶粒区域逐渐扩大。

除了锻造温度和锻造道次之外,人们还研究了 MDF 过程中应变对合金组织及性能的影响。Wang^[23]等人对 2XXX 系铝合金进行多向锻造实验发现,随着累计应变从 0.4 增加到 7.2,合金中的位错密度和平均晶粒尺寸先增加后减少。与此同时,Sitdikov^[25]等人在 7475 铝合金上进行不同应变的 MDF 工艺发现与连续动态再结晶 (CDRX) 机制类似,应变的增加导致更多的变形带出现并且相互缠绕在一起,导致更连续的晶粒破碎,最后发育成为细小的等轴晶粒。然而,随着变形量进一步上升,晶粒开始出现了粗化的现象。

目前,针对于不同多向锻造工艺下的 T6 时效态大型 7XXX 系铝合金铸锭研究较少,本文旨在探究不同锻造条件下该合金的微观组织演变以及力学性能变化,从而找出最佳的锻造工艺参数。

1 实验材料与方法

收到初稿日期:

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3700901)

作者简介: 刘宇航,男,2000 年生,硕士,北京工业大学,北京 100000,电话: 010-67392971, E-mail: liuyuhang@emali.bjut.edu.cn

以东北轻合金有限责任公司提供的铸态含 Er7050 铝合金为研究对象,其化学成分如表 1 所示。该圆柱形铸锭直径为 190mm,高为 330mm。该合金采用的均匀化退火制度为 280°C/10h+400°C/3h+470°C/24h,完成后在空气中冷却。锻造由中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司完成,锻造温度为 400°C,锻造前将均火态的铸锭加热到锻造温度,保温 8h,然后进行三种不同道次的锻造。在此过程中将高温润滑剂涂敷在工件与模具的界面,从而减轻不均匀变形并且防止粘模。图 1 展示了多向锻造(MDF)工艺单道次的示意图(预变形和变形工件分别用实线和虚线表示)。锻造工艺分为三种,分别为三墩三拔(3U3CS)、六墩六拔(6U6CS)、九墩九拔(9U9CS),它们的区别在于墩拔道次不同。单道次变形量为 50%。

MDF 加工完成后,对试件进行热处理,其中包括 470°C/4h(2°C/min 慢速升温),水淬, T6 峰时效(120°C/24h)。

表 1 合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of alloys (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Er	Zr	Ti	Si	Fe	Al
6.4	2.2	2.3	0.1	0.1	0.05	≤0.02	≤0.06	Bal.

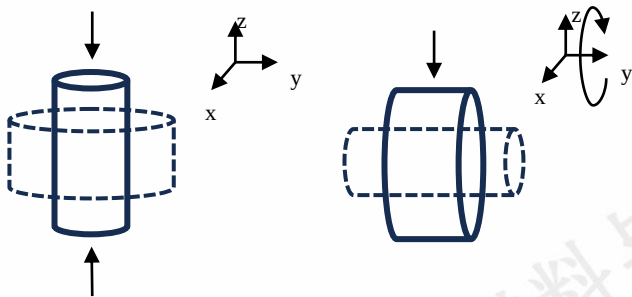


图 1 多向锻造 1 墩 1 拔变形示意图

Fig. 1 Schematic diagram of multi-directional forging 1 upsetting and 1 cross stretching deformation

对试样取样进行显微组织观察和力学性能测试,取样位置如图 2 所示。使用型号为 FEI QUANTA FEG 650 的扫描电子显微镜(SEM)观察第二相颗粒的演变和断裂特征。样品通过研磨和机械抛光制备。通过 JEM-2100F 透射电子显微镜(TEM)观察时效后沉淀相的形貌。通过 MTS810 材料试验机测试合金的拉伸性能。在测试过程中严格按照 GB/T-228-2002 标准进行拉伸实验。为了减少误差及避免实验的偶然性,每个位置取三个样品测试,使用三者平均值来作为最终的实验数据。拉伸试样按照 GB6397-86 标准切割。

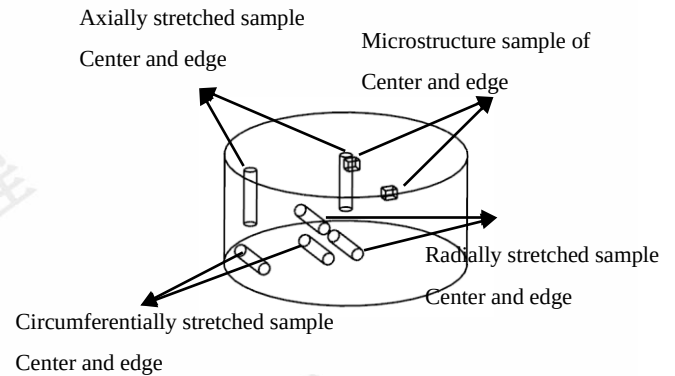


图 2 样品取样位置

Fig. 2 (a) Sample sampling location

2 结果

2.1 均匀化后的显微结构

图 3(a)为该铸锭均匀化后的金相显微组织,使用该组织作为本研究的初始组织。通过测量该组织中的晶粒尺寸可知,均匀化态样品的平均晶粒尺寸为 112 μm。图 3(b)为含 Er7050 铝合金均匀化后的 SEM 图像,从该图像中可以看到,基体上的非平衡共晶相呈现了点状和条状两种形态。显然,条状的共晶相连接成片,很难在之后的固溶处理中回溶进基体,从而会影响其后续的时效析出,进而影响性能。

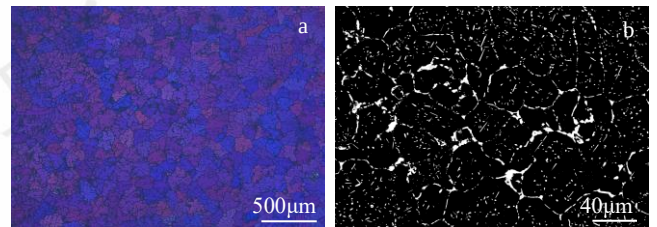


图 3 含 Er7050 铝合金均火态组织:(a) 金相组织 (b) SEM 组织

Fig. 3 Organisation of aluminium alloy containing Er7050 in the homogenised state:

(a) metallographic organisation (b) SEM organisation

2.2 多向锻造对 7E50 铝合金显微组织的影响

图 4 为 7E50 铝合金经过不同锻造道次后的 SEM 图像。从图中可以观察到锻造行为的介入使得多数粗大链状的残余相消失,取而代之的是细小且分散的残余相,这种现象随着锻造道次的上升而愈发明显。

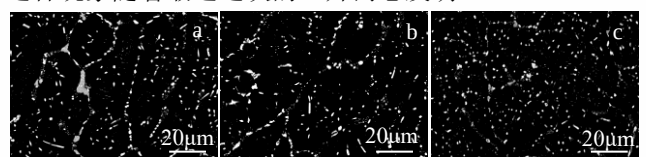


图 4 7E50 铝合金经过不同锻造工艺处理后的 SEM 图像

(a) 三墩三拔 (b) 六墩六拔 (c) 九墩九拔

Fig. 4 SEM images of 7E50 aluminium alloy treated by different forging processes

(a) three upsetting and three cross stretching (b) six upsetting and six cross stretching (c) nine upsetting and nine cross stretching

通过对比三种不同锻造工艺处理的样品的 SEM 图像, 可以明显的看出, 随着锻造道次的上升, 粗大的析出相减少, 细小的析出相增加且变得弥散, 这是因为大量的粗大相存在于晶界位置附近, 随着变形量的增大, 这些粗大相随着晶界一起被撕裂。并且, 随着多向锻造过程中加载轴交替变化次数的增多, 增加了冷却过程中析出的驱动力, 产生了更加细小的二次析出物。

图5中展示了含Er7050铝合金均火态以及三种不同锻造态析出相数量占比情况。通过ImageJ软件可以计算得到均火态、三墩三拔锻造态、六墩六拔锻造态、九墩九拔锻造态样品的析出相含量占比分别为9.79%、9.12%、8.96%、8.89%, 样品中析出相的总含量随着锻造道次的上升而下降, 因此我们可以初步推断出, 锻造道次的上升会对材料内残余相总量造成影响。此外, 我们将基体上的析出相根据面积拟合成不同直径的当量圆, 将直径大于 $5\mu\text{m}$ 的圆定义为粗相, 直径小于等于 $5\mu\text{m}$ 的圆定义为细相, 分别统计粗相和细相的占比。从图5中可以看出, 随着锻造道次的上升, 粗相占比明显下降, 当锻造工艺为九墩九拔时, 粗相占比仅为9%。

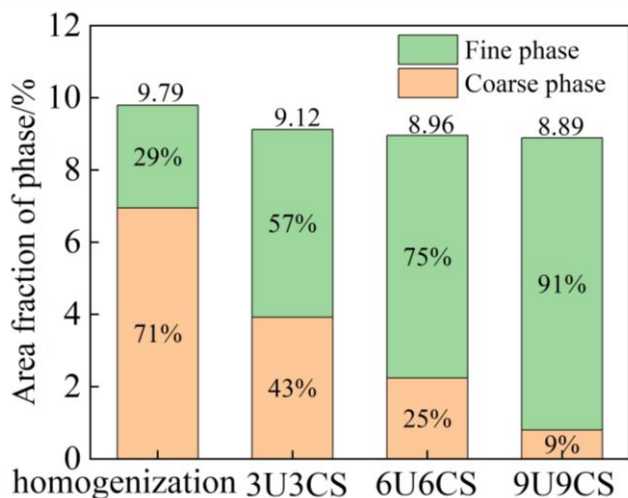


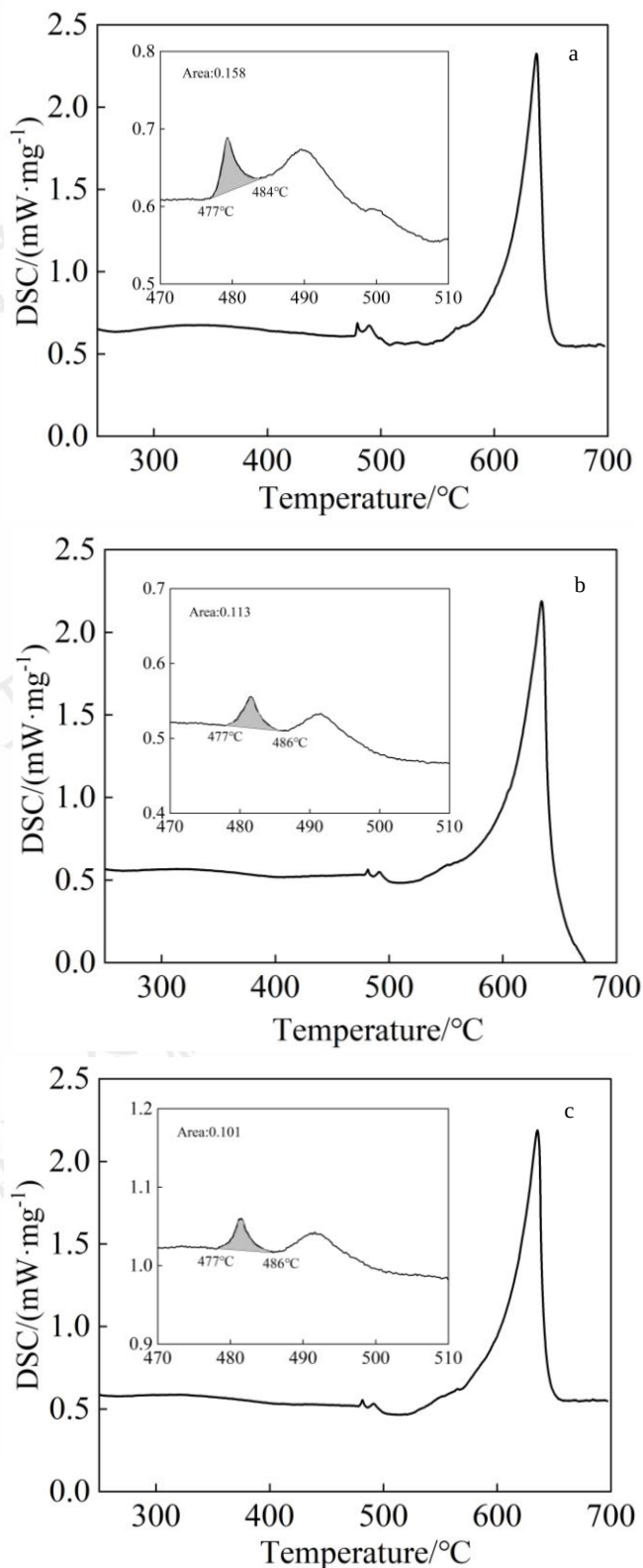
图5 含Er7050铝合金不同状态沉淀相数量占比统计

Fig. 5 Statistics on the number of precipitated phases in different states of Er7050-containing aluminium alloy

由于差示扫描量热 (DSC) 曲线吸热峰面积的焓值代表相应残余相溶解所耗的热量, 焓值与残余相的分数成正比, 焓值越高代表残余相的分数越高。因此可以通过 DSC 曲线进一步来验证上述结果。

图6展示了含Er7050铝合金在不同条件下的差示扫

描量热 (DSC) 曲线分析。对曲线进行局部放大后发现, 不同状态下样品的差示扫描量热曲线的峰均开始于 477°C , 这一发现表明, 合金中的残余相溶解回基体的温度不受锻造过程的影响。之前的研究已经确定, DSC 曲线第一个峰的面积与合金非平衡共晶相熔化所需的热量相对应。使用 Origin 软件对峰面积进行的定量分析发现, 均火态样品的 DSC 曲线峰面积最大, 为 0.158, 随着锻造行为的加入以及锻造次数的增加, 峰面积分别降至 0.113、0.101 和 0.099。这一结果进一步表明, 随着变形的增加, 合金样品中的非平衡共晶相会减少。



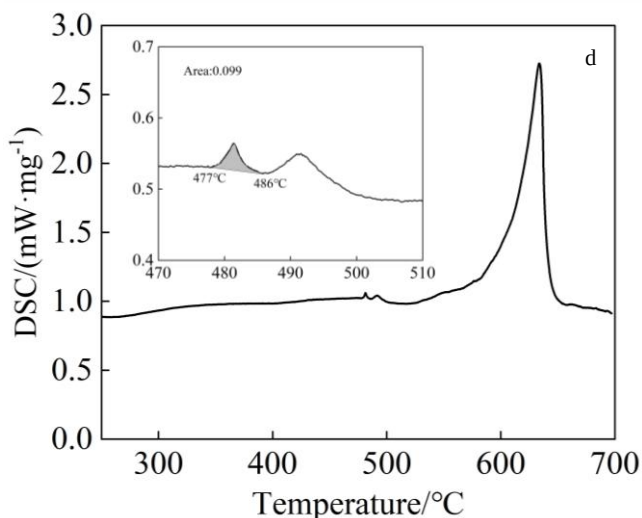


图6 含 Er7050 铝合金不同状态的 DSC 曲线

(a) 均火态 (b) 三墩三拔 (c) 六墩六拔 (d) 九墩九拔

Fig. 6 DSC curves of different states of aluminium alloy containing Er7050

(a) homogenized (b) three upsetting and three cross stretching (c) six upsetting and six cross stretching (d) nine upsetting and nine cross stretching

通过扫描电镜对不同锻造工艺的试样进行电子背散射衍射 (EBSD) 观察, 使用 Channel-5 软件中的 Tango 模块处理 EBSD 数据, 得到含 Er7050 铝合金在不同锻造工艺条件下的晶粒组织和相应的晶粒当量圆直径以及再结晶占比情况, 如图 7 所示。图 (a) - (d) (m)、(e) - (h) (n)、(i) - (l) (o) 分别为三墩三拔、六墩六拔、九墩九拔工艺处理样品的 IPF 图、晶界取向差分布图、再结晶组织分布图以及几何位错密度图。在晶界取向差

分布图中, 绿线和黑线分别代表了取向差为 $0-10^\circ$ 和大于 10° 的晶界。一般认为, 晶界取向差小于 10° 时, 即 $0-10^\circ$ 时, 为低角度晶界, 晶界取向差大于 10° 时, 为高角度晶界。

图 7 所示为该铝合金芯部不同锻造道次的 EBSD 图像, 可以看出随着锻造道次的上升, 该合金的晶粒尺寸、再结晶程度、晶界取向差以及位错密度都呈现了一定规律的变化。由于多向锻造发生在 400°C 的环境中, 随着锻造道次的增加, 再结晶变化更加明显, 这使得晶粒细化, 并且由于大量的再结晶行为使得新的无畸变的晶粒代替了变形晶粒, 消除了大部分位错, 从而使得位错密度大幅降低。具体来说, 晶粒大小从 3U3CS 条件下的 $10.77\mu\text{m}$ 减小到 9U9CS 条件下的 $8.9\mu\text{m}$, 而位错密度则从 3U3CS 条件下的 $0.73 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 减小到 9U9CS 条件下的 $0.46 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 。

图 8 展示了不同锻造过程中晶粒内的位错分布情况。这组图与图 9 中的 EBSD 分析图一起证实了随着锻造次数的增加, 位错密度也在降低这一结论, 这可归因于高温多向锻造过程中的动态再结晶, 新形成的无畸变等轴晶粒取代了原来变形的晶粒, 吸收了大部分位错。因此, 经过这三种锻造工艺处理的样品中的位错密度始终较低。此外, 随着锻造道次的增加, 动态再结晶现象变得更加明显, 进一步导致了位错密度的下降趋势。这一观察结果凸显了合金的再结晶程度 (如前面的图表所示) 与位错密度之间的相关性——再结晶程度越高, 位错密度越低。此外, 图 8 显示, 随着锻造次数的增加, 位错不再聚集成大的簇, 而是逐渐分散。

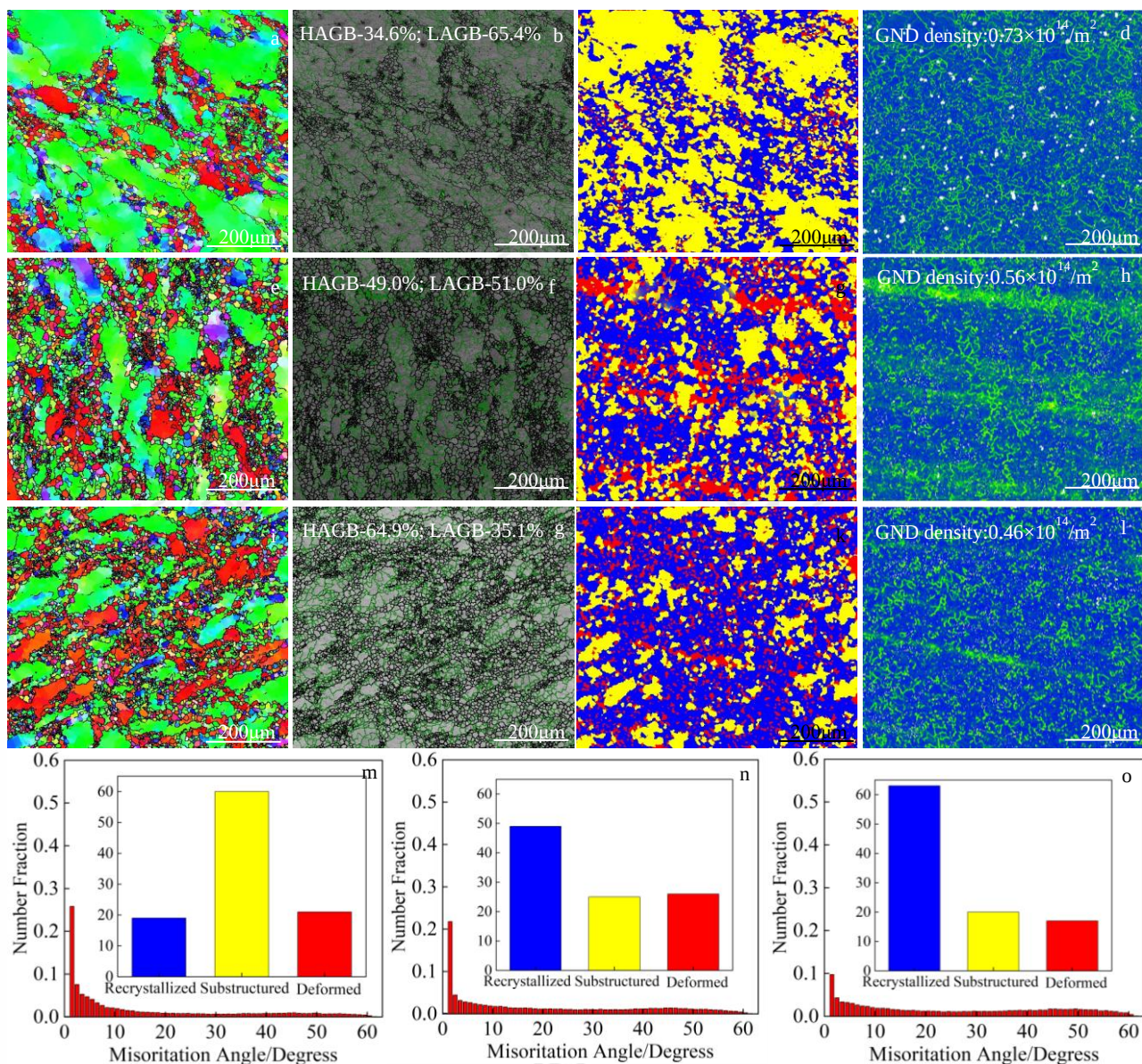


图7 含 Er7050 铝合金芯部不同锻造道次的 EBSD 图像

(a) - (d) (m) 三墩三拔、(e) - (h) (n) 六墩六拔、(i) - (l) (o) 九墩九拔

Fig. 7 EBSD images of different forging passes for the center of Er7050-containing aluminium alloy

(a)-(d)(m) three upsetting and three cross stretching; (e)-(h)(n) six upsetting and six cross stretching; (i)-(l)(o) nine upsetting and nine cross stretching

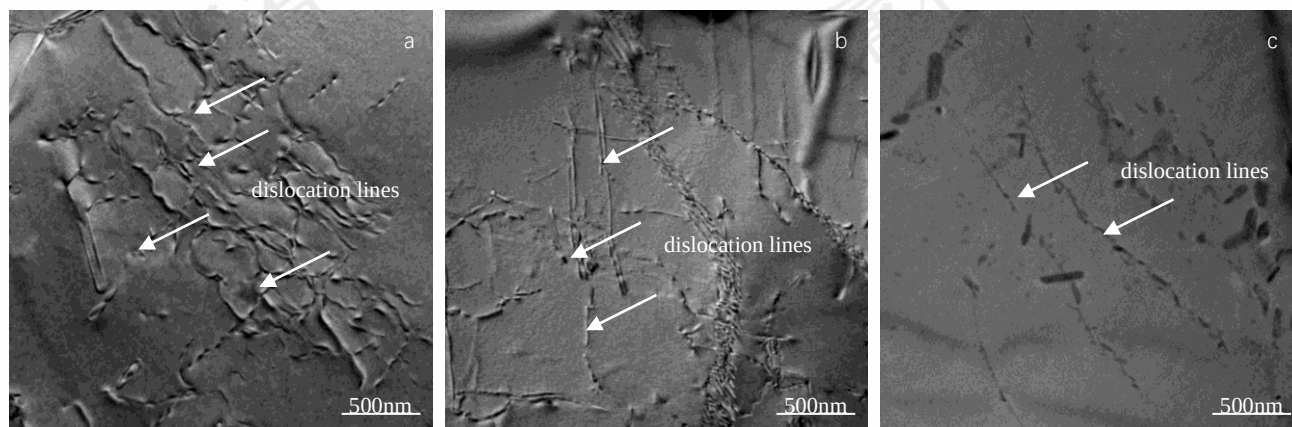


图 8 不同锻造道次的含 Er7050 铝合金芯部位错分布图像

(a)三墩三拔 (b)六墩六拔 (c)九墩九拔

Fig. 8 Images of dislocation distribution in the center of Er7050 aluminum alloy with different forging passes

(a) three upsetting and three cross stretching; (b) six upsetting and six cross stretching; (c) nine upsetting and nine cross stretching

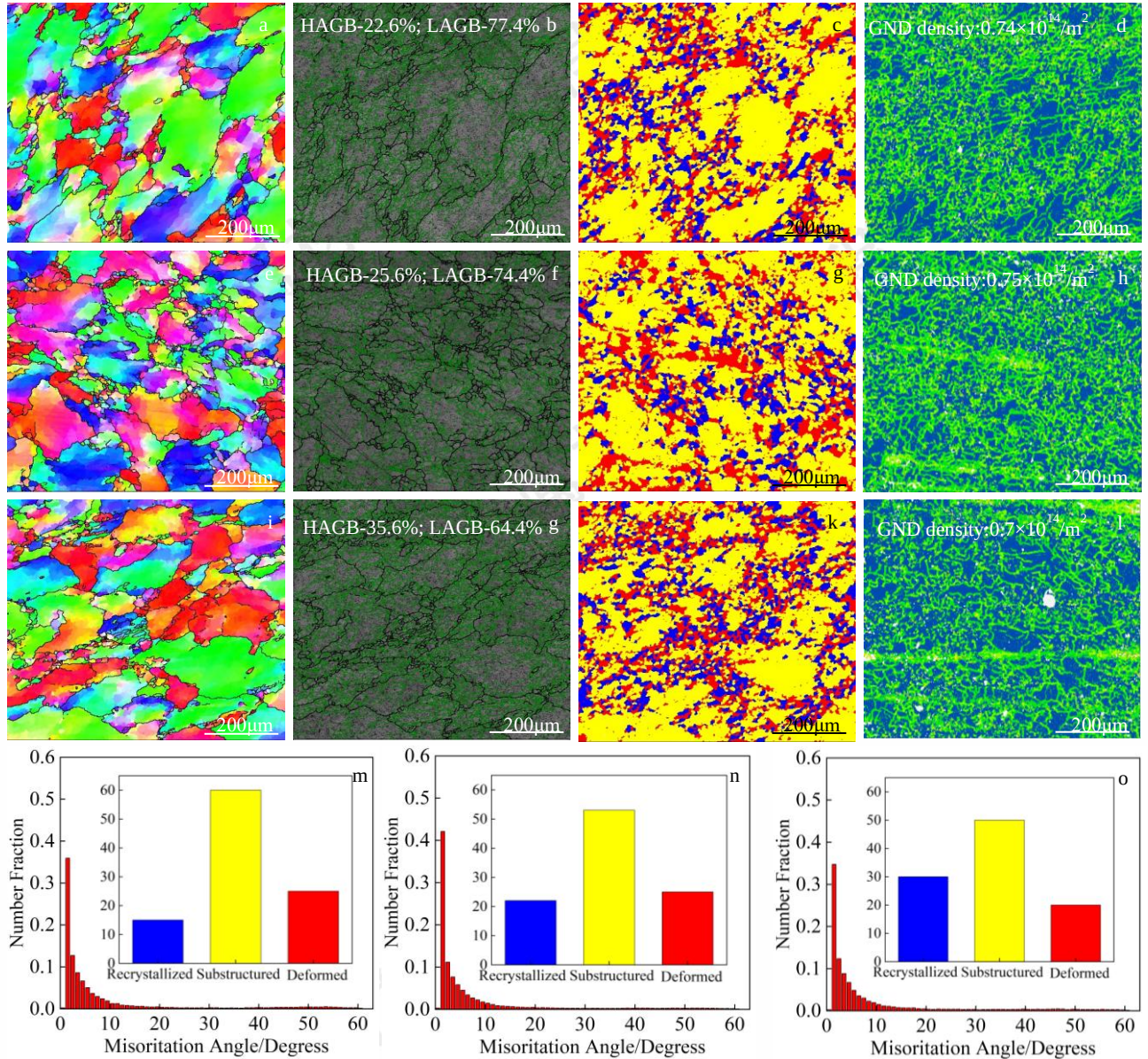


图 9 含 Er7050 铝合金边部不同锻造道次的 EBSD 图像(a)-(d)、(m)三墩三拔; (e)-(h)、(n)六墩六拔; (i)-(l)、(o)九墩九拔

Fig. 9 EBSD images of different forging passes for the edges of Er7050-containing aluminium alloy

(a)-(d), (m) three upsetting and three cross stretching; (e)-(h), (n) six upsetting and six cross stretching; (i)-(l), (o) nine upsetting and nine cross stretching

图 9 为含 Er7050 铝合金铸锭边部样品不同锻造道次的 EBSD 图像分析, 通过对比可知, 边部的晶粒尺寸、再结晶程度、晶界取向差以及位错密度的变化趋势与芯部相同, 都呈现了随着锻造道次的上升, 再结晶度上升、高角度晶界占比上升、位错密度下降、晶粒尺寸减少的规律。另外, 我们可以从上图中发现, 随着锻造道次的上升, 边部晶粒尺寸下降幅度更大, 通过对比芯部与边

部的 EBSD 图像, 发现边部的晶粒尺寸明显比芯部的晶粒尺寸大, 并且边缘部分再结晶程度较于芯部要低、大角度晶界占比较芯部较低。这是因为, 同一锻造道次, 边缘部分的变形量远比芯部的变形量要低, 由于变形量的区别造成了以上的种种不同。由此, 我们可以得出, 墩拔道次以及样品所处位置都会对晶粒尺寸、再结晶程度、位错密度等造成一定的影响。这些发现表明, 了解

变形的空间分布对预测合金的机械性能至关重要。

综上，在高温多向锻造中，随着锻造道次从三墩三拔到九墩九拔的过程中，芯部晶粒平均尺寸由 $10.77\mu\text{m}$ 减小到 $8.90\mu\text{m}$ ，再结晶占比从 37.6% 增加到 62.6%，位错密度从 $0.74 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 降低到 $0.46 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 等；以及边部晶粒的平均晶粒尺寸由 $23.68\mu\text{m}$ 减小到 $14.49\mu\text{m}$ ，再结晶占比由 16.5% 上升到 19.6%，位错密度由 $0.74 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 降低到 $0.7 \times 10^{14}/\text{m}^2$ ，这些都说明了多向锻造行为使得合金的微观组织出现了一系列的规律变化，这些微观组织的变化也会对后续的性能造成一定的影响。

2.3 时效后的显微组织

为了探究热处理对不同锻造工艺条件下样品显微组织的影响，我们观察了 T6 时效态样品芯部不同锻造工艺的 EBSD 图像。

与图 7 类似，图 10 分别代表了三墩三拔、六墩六

拔、九墩九拔锻造条件下样品的 EBSD 显微组织分析。

IPF 图显示，当锻造工艺分别为三墩三拔和六墩六拔时，该样品的条状组织并没有因为热处理的介入而消失，因此热处理并不能消除锻造合金的方向性，锻造工艺为九墩九拔时，该合金的条状组织完全消失。对比图 7 的晶粒尺寸可知，经过 T6 热处理后，三墩三拔工艺条件下的样品晶粒尺寸由 $10.77\mu\text{m}$ 上升到了 $15.19\mu\text{m}$ ，九墩九拔工艺条件下的样品晶粒粗化程度较低，由 $8.90\mu\text{m}$ 上升到了 $9.81\mu\text{m}$ ，上涨幅度仅为 10%，这表明虽然热处理使得部分晶粒长大，但多数的再结晶晶粒得以保留下来。并且 9U9CS 样品晶粒仍然是三者中最细的，以及它的再结晶程度、大角度晶界数量仍然是时效态三者中最高的，这与图 7、图 9 中的规律一致。

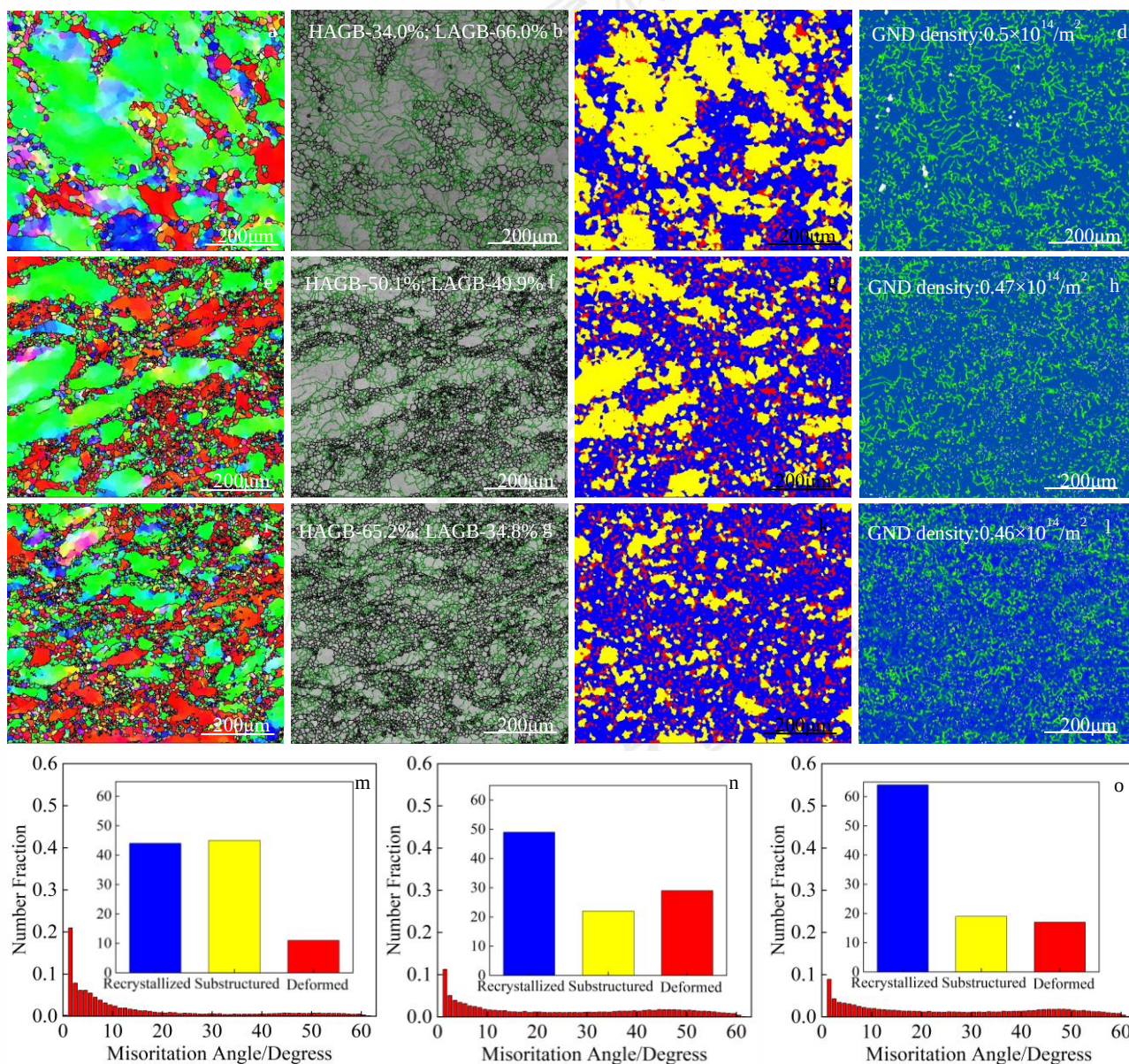


图 10 含 Er7050 铝合金 T6 时效态芯部 EBSD 图像分析(a)-(d)、(m)三墩三拔; (e)-(h)、(n)六墩六拔; (i)-(l)、(o)九墩九拔

Fig.10 EBSD image analysis of the center of Er7050 aluminum alloy in T6 aging state

(a)-(d), (m) three upsetting and three cross stretching; (e)-(h), (n) six upsetting and six cross stretching; (i)-(l), (o) nine upsetting and nine cross stretching

图 11 展示了该铝合金样品经过不同锻造工艺处理后晶界处的 TEM 图像, 由图可知, 三墩三拔工艺处理后的样品晶界无沉淀析出带 (PFZ) 宽度为 35.13 nm, 六墩六拔工艺处理后的样品 PFZ 宽度为 23.02nm, 九墩九拔工艺处理后的样品 PFZ 宽度为 20.21nm。样品的 PFZ 宽度随着锻造道次的上升而下降, 并且, 图中也表明了随着锻造道次的上升, 基体上析出相的密度也在增加, 这充分证明了锻造道次上升使得基体上的残余结晶相回溶至基体内部, 从而使得时效过程中的时效析出动力增加。

选取六墩六拔工艺条件下样品的某一晶界区域做 EDS 能谱分析, 可以发现在晶界处出现了 Zn 和 Mg 元素的富集, 这表明晶界析出物成分可能为 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 相。

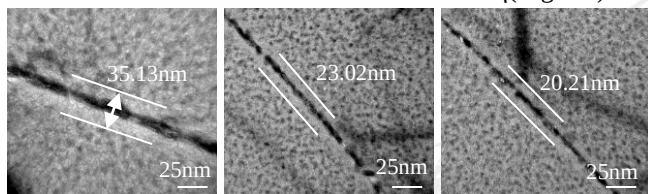


图 11 时效态含 Er7050 铝合金不同锻造工艺条件下样品晶界 PFZ 图像

Fig.11 Grain boundary PFZ images of aged Er7050 aluminum alloy under different forging process conditions

(a) three upsetting and three cross stretching; (b) six upsetting and six cross stretching; (c) nine upsetting and nine cross stretching

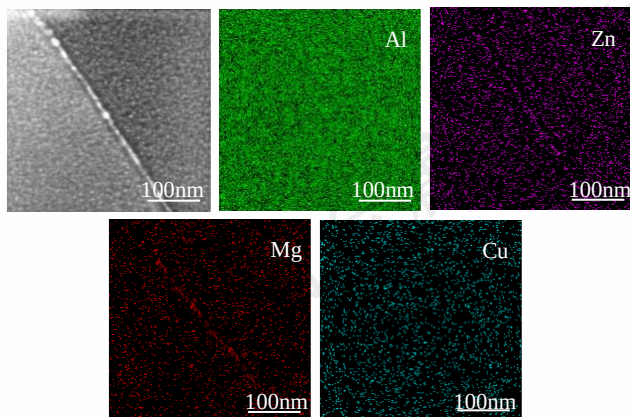


图 12 晶界处 EDS 元素分析

Fig.12 EDS element analysis at grain boundary

含 Er7050 铝合金在三种不同锻造工艺条件下芯部与边部样品的 X 射线衍射分析如图 13 所示。T6 时效态含 Er7050 铝合金中的析出相主要由 $\alpha(\text{Al})$ 和 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 相组成。XRD 分析表明, 锻造工艺会对该铝合金时效过程

中的析出行为造成一定的影响, 锻造道次越多, 变形位置越接近样品芯部, 所受的变形越大, 使得时效析出动力越强, $\eta(\text{MgZn}_2)$ 相的峰面积就会越多。图中 DSC 曲线 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 相峰面积从下到上分别为 42.7、81.0、65.7、114.0、170.9、229.4。这进一步证明了之前的研究结果, 随着变形量的上升, 合金内部的残余结晶相会回溶至基体内部, 提高了时效析出动力。因此高锻造道次样品的析出相更为致密。

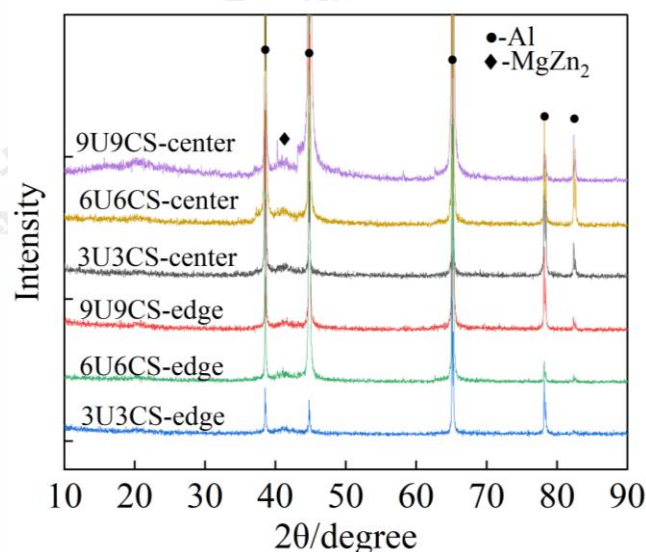


图 13 时效态不同锻造工艺条件下样品芯部与边部 X 射线衍射 (XRD) 分析

Fig.13 X-ray diffraction (XRD) analysis of the center and edge of the aged samples under different forging conditions

2.4 多向锻造对 7E50 铝合金力学性能的影响

T6 态不同锻造工艺芯部样品的力学性能如下图所示, 对于不同锻造道次而言, 九墩九拔工艺条件下样品三个方向的平均抗拉强度为 621.4Mpa, 此时三墩三拔和六墩六拔工艺条件下样品三个不同方向的平均抗拉强度分别为 603.9Mpa 和 612.1Mpa; 九墩九拔工艺条件下样品三个方向的平均屈服强度为 545.4Mpa, 三墩三拔和六墩六拔工艺条件下样品的平均屈服强度分别为 530.3Mpa 和 542.9Mpa, 显然, 九墩九拔工艺条件下样品的力学性能更好, 这归因于九墩九拔工艺条件下的样品有着更为细小的晶粒尺寸和更致密的时效析出相。而对于延伸率, 九墩九拔工艺条件下的样品较高, 三种不同锻造工艺样品的平均延伸率分别为 12.5%、13.10%、13.58%, 这得益于九墩九拔工艺条件下样品有较高的再结晶占比以及极低的位错密度。

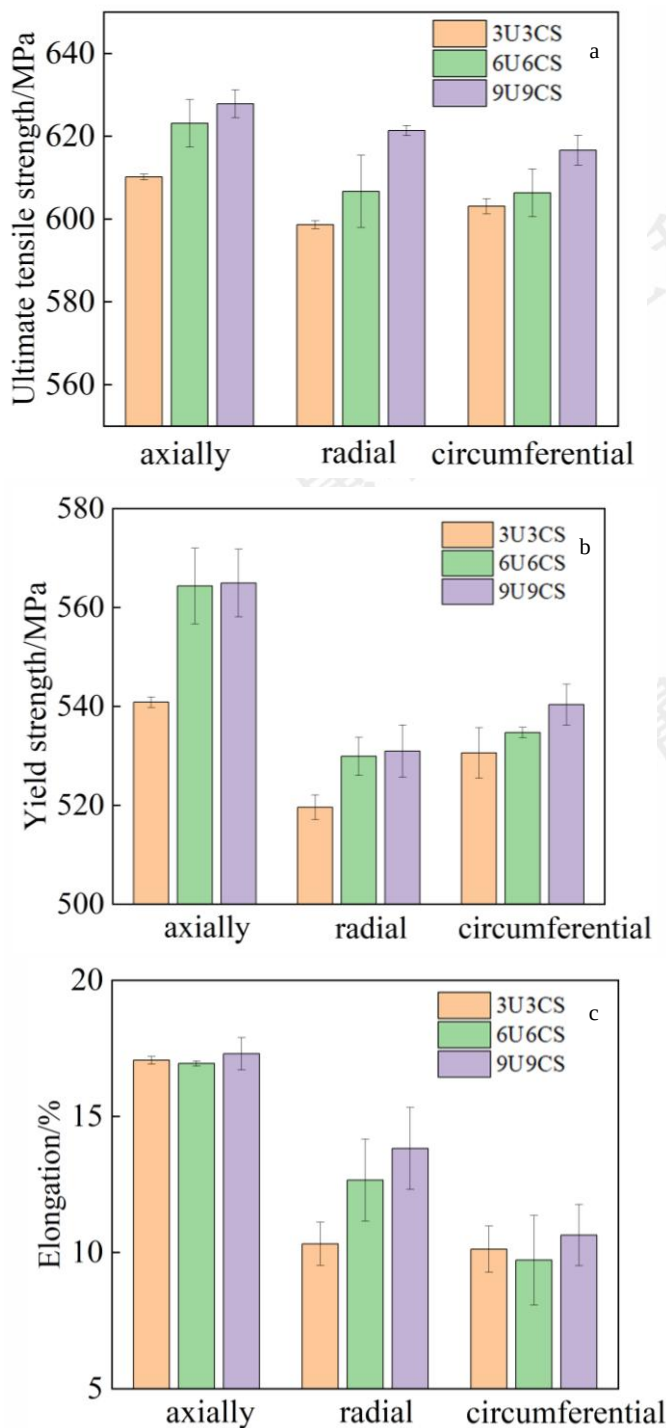


图 14 T6 态不同锻造工艺条件下芯部样品的力学性能(a)抗拉强度
(b)屈服强度(c)延伸率

Fig.14 Mechanical properties of center samples under different forging process conditions in T6 state
(a) tensile strength (b) yield strength (c) elongation

3 讨论

3.1 微观组织演变

3.1.1 多向锻造过程中的动态再结晶

铝合金在多向锻造过程中, 由于变形程度的不同, 锻件可分为三个区域 (如图 15 所示), 分别为: I 自由变形区、II 易变形区、III 停滞区 (难变形区) [19]。

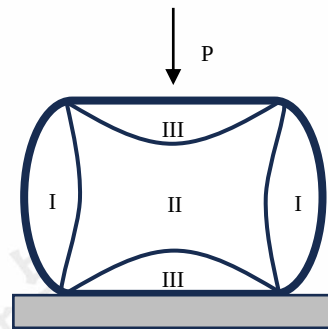


图 15 多向锻造过程中铸锭不同区域

Fig. 15 Different regions of ingot during multi-directional forging process

由于九墩九拔工艺条件下的样品经历了较多道次的锻造, 从而使其变形能不断增加, 这为之后的再结晶提供了较大的驱动力[26]。除此之外, 在墩拔过程中, 其加载轴不断交替变化, 从而在变形量较大的区域交织形成了高能区, 此时非连续动态再结晶 (DDRX) 开始发生, 细小的再结晶晶粒在晶界位置形成。随着墩拔道次的上升, 变形量进一步上升, 形成了更多的高能区, 此时的再结晶机制由非连续动态再结晶 (DDRX) 转变为连续动态再结晶 (CDRX), 从而晶粒内部出现了更多的细小再结晶晶粒, 再结晶过程如图 16 所示。

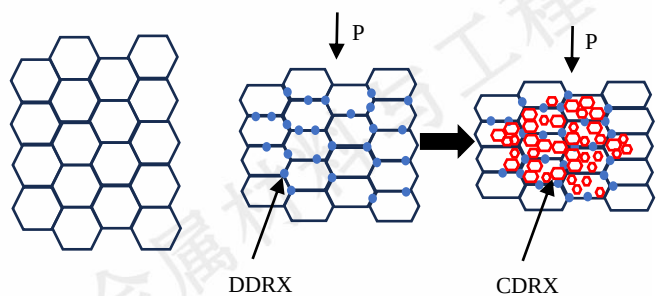


图 16 锻造过程中的动态再结晶示意图

Fig.16 Dynamic recrystallization diagram in forging process

此外, 含 Er7050 铝合金的高堆垛层错能使其难以通过晶界拱出形核等形核方式来实现再结晶形核。而多向锻造赋予其大量的热活化能和应变能使得该合金有足够的能量来实现具有亚晶旋转和沉淀物形核机制的动态再结晶。随着锻造道次的上升, 变形量增大, 晶格畸变能也随之上升, 当其累计到一定值的时候将会驱动动态再结晶的发生[27]。同时, 由于亚晶的转动, 具有低角度晶

界（LAGB）的细长晶粒结构开始转变为具有高角度晶界（HAGB）的等轴晶粒结构。

综合以上因素，由于九墩九拔工艺条件下的样品具有较高的变形量，从而使其具有相对较高的再结晶度和大角度晶界占比，因而在随后的固溶时效处理中保留了许多细小的等轴晶。

3.1.2 第二相粒子的演变

就三墩三拔和六墩六拔工艺条件下的样品而言，九墩九拔工艺条件下的样品经过的锻造次数更多，变形也更大。变形的增加导致缺陷密度增大，晶格畸变更加明显^[28]。因此，在随后的锻造过程中，样品基体中存在的连续带状残余相更容易断裂。残余相的断裂可提高材料的均匀性，降低沿这些缺陷失效的可能性，从而改善材料的机械性能^[29]。块状残余相在进一步分解后，会由于扩散而转变为细小分散的颗粒状残余相。这种更精细的微观结构会对后续的固溶处理产生重大影响。在处理过程中，较小、分布更均匀的沉淀物比较大的相更容易重新溶解回基体中。这种再溶解增强了后续时效沉淀的驱动力，从而产生更有效的沉淀硬化效果。因此，由于时效处理后样品析出相分布更均匀，材料的机械性能可以得到改善，强度和硬度得到提高^[30]。

3.2 机械性能分析

采用不同的强化机制来分析不同锻造工艺条件下含 Er7050 铝合金强度的差异。目前主流的强化机制有四种，分别为（1）位错强化（2）固溶强化（3）沉淀强化（4）细晶强化。

首先，由于动态再结晶消耗了大量的位错，使得三种锻造工艺样品中的位错密度始终处于一个极低的水平，因此位错强化对总体强度的贡献度基本可忽略不计。其次，相比于三墩三拔和六墩六拔，九墩九拔工艺使得样品变形量最高，在大变形量的作用下，晶界位置附近的残余结晶相随着晶界一起被撕裂，这使其更容易在固溶处理过程中回溶至基体中，从而形成更多的过饱和固溶体，并且在随后的时效过程中有着更强的时效析出动力，因此，在这两种强化方式上，九墩九拔工艺处理后的样品有着显著的优势。

最后，对于细晶强化，其机制可以用 Hall-Petch 公式^[31]来表述：

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

其中 σ_0 是位错运动期间需要克服的摩擦阻力， k 是

与材料相关的常数， σ_y 是合金的屈服强度， d 是晶粒的平均直径，晶粒的平均直径越小，合金的强度就越高。

三种不同锻造工艺样品的晶粒平均直径分别为 15.19 μm 、10.53 μm 、9.81 μm 。因此，在细晶强化方式上，九墩九拔工艺处理的样品更占优势。

综合以上四种强化机制的分析对比发现，三种锻造工艺处理的样品在位错强化贡献可忽略不计，但是固溶强化、时效强化、细晶强化方面，九墩九拔工艺处理的样品显然有着更突出的优势，因此其有着最高的力学性能。

三种不同锻造工艺处理的样品的平均延伸率分别为 12.5%、13.10%、13.58%，九墩九拔工艺下样品达到了最高的延伸率，这可能得益于该工艺下较低的位错密度以及更为细小的晶粒。

4 结论

本篇文章对含 Er7050 铝合金进行三种不同锻造工艺处理，观察了其锻造态以及 T6 时效态的显微组织演变，并且对 T6 时效态合金样品进行了力学性能测试，得出的主要结论如下：

（1）随着锻造的加入以及锻造道次的增加，变形量也随之增加，这使得合金基体上的残余粗大相破碎，粗大相占比从均火态的 71%下降到 9%，并且基体上的残余相总量减少，从 9.79%下降到 8.89%。

（2）变形量的增加会导致变形能的增加，而变形能是动态再结晶的重要驱动力，可促进晶粒细化并降低位错密度。例如，在九墩九拔工艺条件下的样品对应最小的晶粒尺寸（8.9 μm ）和最低的位错密度（0.46 $\times 10^{14}/\text{m}^2$ ）。

（3）在三种不同的锻造工艺中，热处理后的晶粒长大率分别为 41%、7% 和 10%。与三墩三拔工艺下的样品相比，高变形量抑制了后续热处理过程中的晶粒长大行为。

（4）采用九墩九拔锻造工艺处理的合金样品展示出最小的晶粒尺寸和最致密的时效析出相，因而具有优异的综合机械性能。其平均抗拉强度为 621.4MPa，平均屈服强度为 545.4 MPa，平均伸长率为 13.10%。

5 参考文献

-
- [1] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. *Progress in materials science*[J],2000,45(2):103-189
- [2] W. Zhang, H. He, Y. Yi, et al. *Journal of materials research and technology*[J],2023,22(3):1136-1150
- [3] P. Tajdary, L. Morin, C. Braham, O. et al. *Mechanics of materials*[J],2024,195:105028
- [4] M. Fattahi, C.-Y. Hsu, A.O. Ali, Z.H. Mahmoud, et al. *Heliyon*[J], 2023,9(12):e22559-e22559
- [5] A. Izi, F. Ahmadi, M. Honarpisheh. *Manufacturing letters*[J],2024, 40:104-108
- [6] A.A. Mazilkin, B.B. Straumal, M.V. Borodachenkova, et al. *Materials letters*[J],2012,84:63-65
- [7] Z. Xi, Q. Wu, H. Ye, J. Shi, et al. *Journal of magnetism and magnetic materials*[J],2024,600:172160
- [8] P. Kadirov, M. Karavaeva, Y. Zhukova, et al. *Materials letters*[J], 2024,363:136318
- [9] C.T.W. Proni, L.V. Torres, R. Haghayeghi, et al. *Materials characterization*[J],2016,118:252-262
- [10] N. Singh, M.K. Agrawal. *Results in engineering*[J],2024,22: 102221
- [11] M. Gruber, S. Vitzthum, R. Norz, C. Illgen, et al. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2024,903:146646
- [12] M. Ruppert, M. Strebl, H.W. Höppel, M. Göken. *J Mater Sci*[J], 2015,50(12):4422-4429
- [13] L. Sun, F. Li, A.X. Zhang, J.Y. Zhang, et al. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2024,892:146105
- [14] H. Miura, T. Maruoka, X. Yang, et al. *Scripta materialia*[J],2012, 66(1):49-51
- [15] T. Sakai, H. Miura, A. Goloborodko, et al. *Acta materialia*[J], 2009,57(1):153-162
- [16] C. Tian, L. Chen, Y. Chen, et al. *Journal of materials research and technology*[J],2023,27:1945-1957
- [17] J. Han, X. Zhang, S. Cao, et al. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2024,903:146648
- [18] H. Wang, X. Xiao, C. Qiao, et al. *Materials letters*[J],2024,355: 135587
- [19] Q.-f. Zhu, L. Li, C.-y. Ban, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J],2014,24(5):1301-1306
- [20] D. Wang (王当), Y. Yi (易由), C. Li (李晨), et al. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2021,826:141932
- [21] F. Cao, R. Liu, S. Kong, et al. *Journal of materials research and technology*[J],2023,27:6729-6743
- [22] H. He, Y. Yi, S. Huang, et al. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2018,712:414-423
- [23] M. Wang, L. Huang, W. Liu, et al. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2016,674:40-51
- [24] X. Mao, Y. Yi, S. Huang, et al. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2021,804:140737
- [25] O. Sitdikov, T. Sakai, A. Goloborodko, et al. *Mater. Trans*[J], 2004,45(7):2232-2238
- [26] G.A. Manjunath, S. Shivakumar, S.P. Avadhani, et al. *Elsevier Ltd*[J], pp. 1147-1151
- [27] H. Zhang, N.-p. Jin, J.-h. Chen. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J],2011,21(3):437-442
- [28] B. Gu, Z. H. Xiong, et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J],2024,53,(09):2420-2429
- [29] G.A. Manjunath, S. Shivakumar, R. Fernandez, et al. *Sharath. Elsevier Ltd*[J],pp:2565-2569
- [30] J. Zhao, Y. Deng, J. Tan, J. Zhang. *Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing*[J],2018,734:120-128
- [31] X. Hu, X. Han, F. Chai, et al. *Materials & design*[J],2024,238: 112713

Effect of forging process and heat treatment on microstructure and mechanical properties of Er7050 aluminum alloy

Yuhang Liu, Li Rong, HuiHuang, Jiongshen Chen, Chenxi Ma, Wu Wei, Shengping Wen,
Kunyu Gao, Xiaolan Wu, Zuoren Nie

(Beijing University of Technology, Beijing 100000, China)

Abstract: In order to explore the effect of multi-directional forging on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy, this paper takes the homogenized Er7050 aluminum alloy as the research object. The alloy was subjected to multi-directional forging of three different forging passes at 400 ° C, namely three-pier three-pull (3U3CS), six-pier six-pull (6U6CS) and nine-pier nine-pull (9U9CS). Subsequently, the alloy was subjected to solid solution treatment, water quenching and T6 aging treatment. The microstructure and mechanical properties of the samples were analyzed. By comparing the mechanical properties of the samples obtained by three different forging processes, we found that the samples treated by the Jiudunjiuba forging process have the best mechanical properties, which is attributed to its fine grains and dense precipitated strengthening phases. The average tensile strength of the sample under this forging process is 621.4 MPa, the average yield strength is 545.4 MPa, and the average elongation is 13.10 %, which indicates that the optimized forging process significantly improves the mechanical properties.

Key words: Er7050 aluminum alloy ; multi-directional forging ; microstructure evolution ; recrystallization

Corresponding author: Li Rong, Ph. D., Professor, Beijing University of Technology, Beijing 100000, P. R. China, Tel: 0086-29-86231117, E-mail: rongli@bjut.edu.cn