

等温重熔 7075 铝合金微观组织演变及预测研究

张万鹏¹, 郎利辉¹, 臧博¹, 王川¹, 秦成伟², 楚伯刚²

(1. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191)

(2. 中车唐山机车车辆有限公司 转向架技术中心, 河北 唐山 063000)

摘要: 以 7075-T651 铝合金挤压材为研究对象, 研究半固态等温重熔过程中等温温度和保温时间对坯料微观组织的影响, 并基于 Deform-3D 软件 JMAK 模块中 Grain-Growth 模型预测液固区间晶粒长大规律。结果表明, 随着等温温度和保温时间的增加, 晶粒尺寸随之增大, 晶粒趋近圆整, 液相含量增多。在高固相区间保温时, 组织经历了再结晶、合并长大和部分重熔等过程; 在低固相区间保温时, 组织短时间内即再结晶完全, 并迅速长大, 长大过程主要以 Ostwald 熟化机制为主。等温重熔晶粒长大公式中指数 n 值取 $n=3$ 更符合液固区间等温重熔的实际情况。经计算, 在不同等温温度下, 晶粒长大速度依次为: 55.1、295.3、817.9 $\mu\text{m}^3/\text{s}$ 。从能量的角度考虑, 结合晶粒长大公式, 测得试验材料晶粒长大的晶界移动激活能为 118.6 kJ/mol, 基于此预测了等温温度在 550~620 $^{\circ}\text{C}$ 范围内的晶粒长大规律, 预测结果和实际测量结果接近。

关键词: 等温重熔; 铝合金; 微观组织; 模拟预测

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)06-2085-08

半固态成形技术是在传统液态成形和固态成形基础上发展完善的一类重要方法。结合铝合金密度小、比强度高、韧性好和耐腐蚀性能优异等特点, 该技术为铝合金复杂构件在汽车、轨道交通及航空航天领域中的应用拓展了空间^[1-5]。传统的铝合金塑性变形过程中, 随着变形程度的增加, 各个晶粒的滑移面和滑移方向都要向主形变方向转动, 逐渐使多晶体中原来取向互不相同的各个晶粒在空间取向上呈现一定程度的规律性, 即择优取向的形变组织^[6]。由于材料形变组织的各向异性特征, 大尺寸复杂构件中组织不均匀和应力分布不均匀等, 造成了构件性能的不均匀, 进而影响构件使用性能, 这一问题亟待解决^[7-8]。

铝合金半固态触变成形制备方法中, 典型的有粉末冶金法、再结晶重熔法 (RAP) 和应变诱导熔化激活法 (SIMA), 触变成形主要包括了半固态坯料制备、二次重熔加热和成形制备 3 个阶段^[9-10]。在坯料制备时, RAP 法是在再结晶温度以下进行预变形, SIMA 法则是再结晶温度以上预变形并结合适当冷加工获得预变形坯料, 随后进行等温重熔得到半固态坯料^[11]。为了制备高性能大尺寸铝合金构件, 坯料成形温度对成形过程及零件综合性能有重要影响, 是整个工艺链

中非常重要的一环。为了简化流程, 提高坯料制备效率, 研究者在原有方法上创新出多种新的途径。王永飞^[12]等人采用径向锻复合单向压缩变形-再结晶熔融法和径向锻复合多向压缩变形-再结晶熔融法, 获得了更细小的晶粒尺寸, 改善了晶粒形貌。Meshkabadi^[13]等人将等径角挤压法结合二次重熔加热结合, 研究了 7075 铝合金半固态微观组织演变机制。陈刚^[14]将分级重熔工艺引用到再结晶重熔法中, 在二次加热时先升至较高温, 再在较低温保温一段时间, 对比研究了分级重熔法和普通 RAP 法中 7075 铝合金半固态坯料微观组织演变规律。Xiao^[15]等人采用热挤压半固态成形方法研究了等温温度和保温时间对微观组织的演变影响。以上研究中, 变形态铝合金被直接或间接地用来制备半固态触变成形坯料的方法得到了广泛关注, 其特点是工艺流程简单, 经济高效, 制备过程可控性高, 可以制备具有复杂结构的大尺寸高性能铝合金构件, 尤其在涉及关键装备和零部件的工程应用中具有良好的应用价值和经济效益。

半固态坯料制备过程中通过预变形后的等温重熔加热处理, 旨在获得等轴细小晶粒和部分重熔的半固态组织, 以满足成形时坯料的流动性和成形性需求, 为获得优异组织和性能的模锻件奠定基础^[16]。

收稿日期: 2022-07-24

基金项目: 国家自然科学基金 (51675029); 河北省省级科技计划 (21312201D)

作者简介: 张万鹏, 男, 1992 年生, 博士生, 北京航空航天大学机械工程及自动化学院, 北京 100191, E-mail: zhangwanpeng222@126.com

重熔加热时变形组织内部储存的大量畸变能逐渐释放,引起晶粒组织回复、再结晶和晶粒长大等现象,同时,半固态坯料制备还受到加热温度和保温时间的影响,主要表现在对晶粒形貌、液相分数以及晶粒尺寸等组织特征的影响。在现有研究中,主要探索了微观组织演变基本规律,但是,对于微观组织演变机制的探索大多停留在定性研究,而且,由于加热试验耗时长,工作量大,面对不同类型或不同批次的材料时,一般的定性分析对实际应用的指导价值有限^[17-21]。

本研究以 7075 挤压铝合金作为研究对象,针对半固态模锻成形工艺中坯料制备环节开展研究。主要针对等温重熔过程中材料微观组织演变机制,尤其对组织均匀性、晶粒形貌和粗化规律进行定量分析研究,并结合数值计算的方法,将试验所得数据导入 DEFORM-3D 软件微观组织分析模块中,预测等温重熔过程中晶粒粗化规律,为后续坯料制备提供数据参考,同时也为成形制造过程的数值模拟提供了更有价值的基础数据。

1 实 验

实验选取研究对象为 7075-T651 变形铝合金挤压棒材,挤压比为 20:1。合金成分通过 X 射线荧光光谱仪测试得到,见表 1。挤压材纵截面(沿挤压方向,ED)的微观组织如图 1 所示,坯料挤压带状流线间距为 10~50 μm,微观晶粒组织沿着挤压方向有明显取向性,以纤维条带状晶粒为主。等温重熔过程中纵截面的晶粒特征变化较横界面更为直观,研究中均选取纵截面进行微观组织观察。

在等温重熔过程中,影响半固态铝合金组织演变的因素主要包括变形程度、升温速率、等温温度和等温时间等因素。本研究采用变形程度相同的 7075-T651 铝合金棒材,切割后分别在 550、585 和 615 °C 下进行等温重熔处理,不同温度下保温时间为别为 10、60 和 120 min,试样尺寸为 10 mm×20 mm×20 mm。等温加热采用电阻加热炉,加热前校准炉温,然后升温至设定温度,待炉温稳定后放入试样,保温结束后迅速取出试样淬火处理,淬火介质为水,介质初始温度 25 °C。

表 1 本研究中使用的 7075 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 7075 Al alloy used in this study (ω/%)

Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Cr	Mn	Ti	Al
5.50	2.20	1.40	0.06	0.20	0.23	0.11	0.03	Bal.

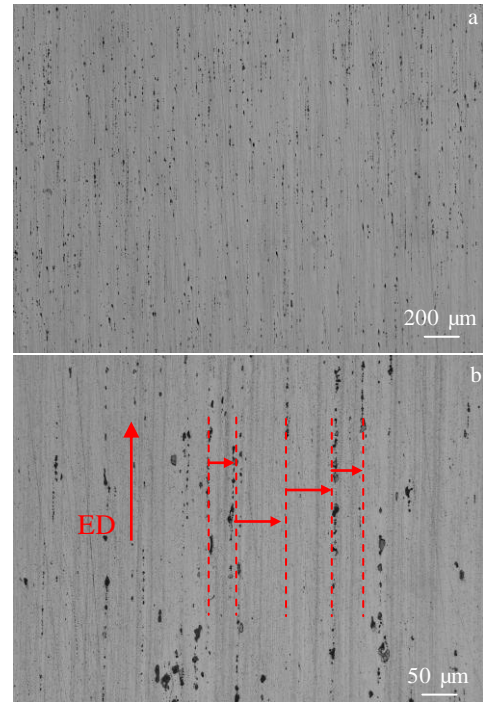


图 1 挤压态 7075 铝合金原始板料沿挤压方向截面微观组织
Fig.1 Longitudinal microstructures of as-extruded 7075 Al alloy sheet

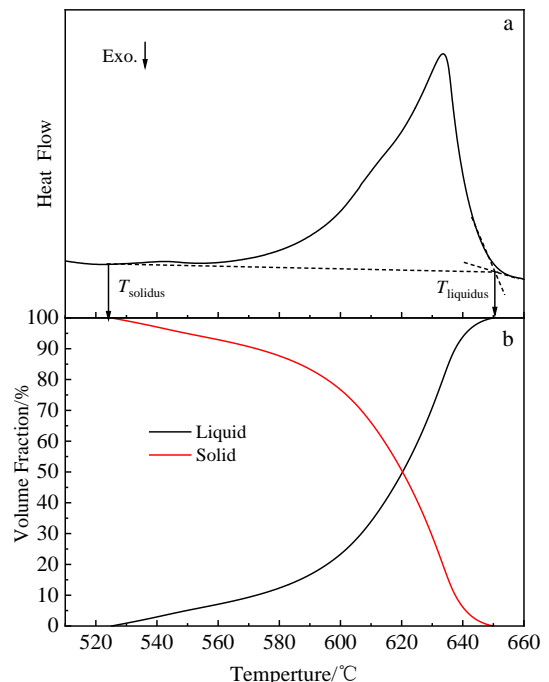


图 2 7075 铝合金原材料熔化过程的 DSC 曲线及固-液体积分数与温度的关系曲线

Fig.2 DSC curve of the melting interval of 7075 Al alloy (a) and variations of solid-liquid fraction with temperature during the melting interval (b)

加热试验后对淬火后试样依次打磨、抛光和腐蚀处理，腐蚀剂为 Keller's 腐蚀剂（95 mL H₂O、2.5 mL HNO₃、1.5 mL HCl、1.0 mL HF）。微观组织观察采用 Leica 金相显微镜，并利用 Image-Pro Plus 图像分析软件对微观组织图像定量分析，统计试样晶粒平均晶粒尺寸和平均等效圆整度。随后根据约翰逊-梅厄方程及相关公式，计算得到再结晶晶粒的长大速率和长大激活能，并借助 Deform-3D 软件中 JMAK 模块对不同加热温度和保温时间下的晶粒粗化情况进行预测，据此为制定合适的半固态坯料工艺和参数提供指导。

等温重熔之前利用 NETZSCH STA425 分析仪对坯料原始材料进行热重-差示扫描量热分析（TG-DSC），DSC 曲线如图 2a 所示。采用外推法确定材料固相线温度和液相线温度分别为 525 和 650 °C。通过线性积分法确定液相体积分数随温度的变化曲线，如图 2b 所示。基于此研究液相分数范围为 0%~50% 内的组织演变规律，并预测模拟整个固-液区间内的晶粒粗化规律。

2 实验结果

在 7075 铝合金挤压材等温重熔过程中，材料微观组织发生了显著变化，包括晶粒合并长大、晶间液相产生、晶粒球化或平直化以及第二相颗粒的溶解与析出等现象。图 3

是不同等温温度和保温时间后淬火得到的试样纵截面金相组织。等温重熔后微观组织主要包括：圆形晶粒和长条形未再结晶晶粒，以及沿晶界分布的共晶凝固组织。等温温度和保温时间的变化对微观组织中再结晶程度、晶粒尺寸、组织形貌以及液相含量均有明显的影响。随着温度的升高和等温时间的增加，组织中发生再结晶程度越明显，晶粒尺寸也越大，组织由条状纤维组织向液相包裹球形晶粒转变，且液相体积分数逐渐增多。

观察不同温度和不同保温时间重熔后的微观组织可见，在 550 °C 下等温处理 10 min 后，微观组织中晶粒细小，晶界较图 1 中 7075 铝合金原始板料微观组织愈加清晰，但仍然存在部分未再结晶条状晶粒，如图 3 中特征“A”所示。

随着保温时间的增加至 60 min 后，晶粒尺寸逐渐增大，晶界逐渐变宽，晶间液相增多，出现了小晶粒合并长大的现象，如图 3 中特征“B”所示。当增加保温时间至 120 min 后，则可以看到细小晶粒被周围大晶粒吞并的趋势，如图 3 中特征“C”所示，这可能是由熟化机制控制的晶粒长大现象。当增加保温温度至 585 °C，保温时间达到 60 min 后，晶粒尺寸明显增大，晶粒内部也产生了部分熔化液相，如图 3 中特征“D”所示。另外，组织中原有的变形条带组织几乎观察不

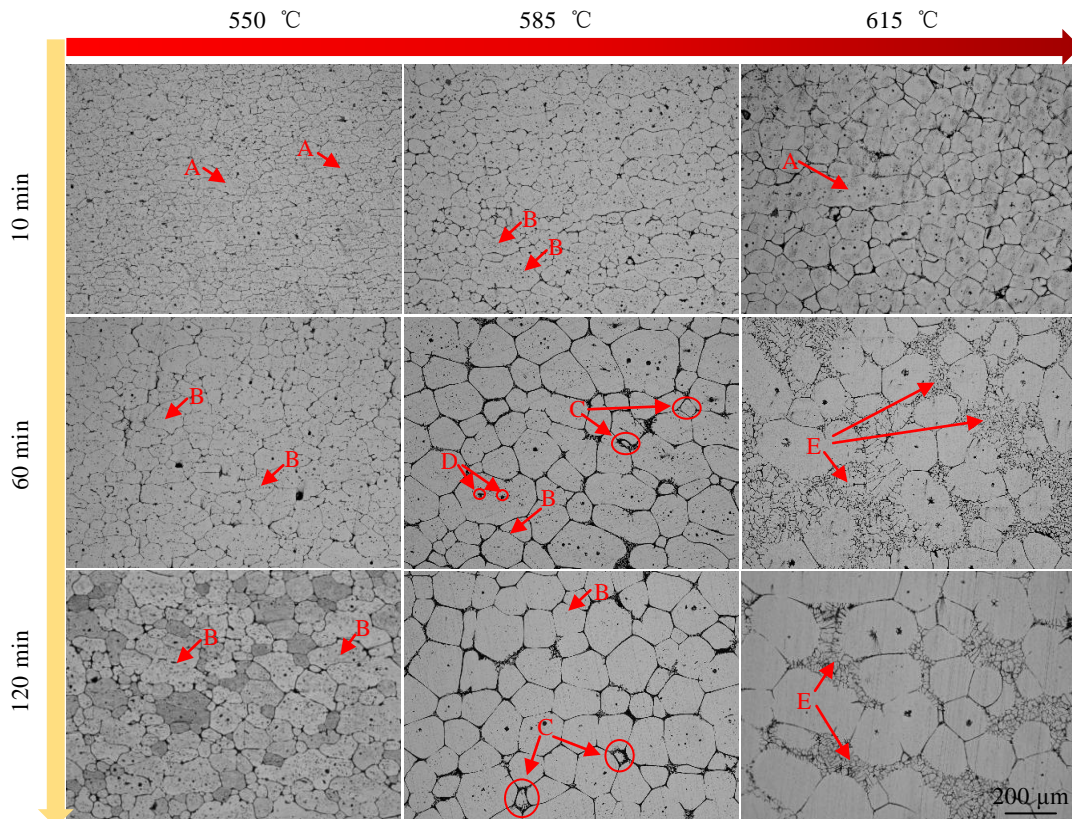


图 3 等温重熔 7075 铝合金在不同保温温度和不同保温时间后的金相组织

Fig.3 OM microstructures of 7075 Al alloys after isothermal remelting at different temperatures for different soaking durations

到，粗化的晶粒边界也趋于平直化，考虑主要是晶粒的合并和熟化长大机制共同造成的。

在相同保温时间下，观察比较不同温度下的重熔组织，可见，随着温度的升高，晶粒尺寸增大趋势在 585 °C 后更为明显，晶粒形貌趋于向由不规则的粗化晶粒向规则的等轴晶粒转变，晶界间液相也显著增加。观察 585 °C 保温 60 min 后组织发现，微观组织中晶粒的合并长大现象明显增多，但液相在晶界上仍然是维持相对较均匀的一层，这将有助于成形过程中协调晶粒运动和塑性变形，较适合液固区间内的压力成形。

在 615 °C 下保温 60 min 和在 585 °C 下保温 120 min 后，晶粒间液相含量则大幅提升，冷却后的组织种出现了淬火凝固的树枝晶组织，如图 3 中特征“E”所示，此外，组织中晶粒尺寸显著增加，液相偏聚现象明显，表明不是很适合液固区间的压力成形。由此可见，合理地控制保温温度和保温时间，对获得均匀的组织 and 细小球化的晶粒至关重要。

由图 3 分析可知，在加热保温过程中，晶粒既发生了再结晶，同时还伴随着晶粒的球化和长大过程。为了获得细小圆整的半固态晶粒组织，需要重点对重熔加热时间和保温温度进行调控，获得微观组织晶粒尺寸、圆整度和粗化速率是调控的关键。如图 4 所示，通过测量和统计，得到了不同的等温重熔温度和保温时间下合金微观组织晶粒尺寸和圆整度的变化趋势。

其中，晶粒平均尺寸 (D_{eq}) 的测量依据是根据晶粒截面等积圆面积和直径关系得到，计算公式如式(1)所示：

$$D_{eq} = \frac{\sum_{N-1}^N \sqrt{4A/\pi}}{N} \quad (1)$$

式中， A 为测量的晶粒截面等效圆面积， N 为测量晶粒数量。

如图 4 所示，加温温度依次由 550、585 和 615 °C 升高时，晶粒平均尺寸均伴随保温时间增加而逐渐增大，保温时间达到 60 min 后，增大趋势逐渐减缓。不同加热温度，相同加热时间下，晶粒平均尺寸随温度增加而增大。

晶粒圆整度 (R_{eq}) 的测量依据公式 (2) 得到。

$$R_{eq} = \frac{\sum_{N-1}^N \frac{p^2}{4\pi A}}{N} \quad (2)$$

式中， A 为测量晶粒等积圆面积， N 为测量晶粒数量， p 为晶粒周长。

如图 5 所示，随着等温重熔温度的升高，统计的晶粒圆整度逐渐趋近于 1。等温温度为 550 °C 时，保温时间对晶粒圆整度的影响最显著，而 585 和 615 °C

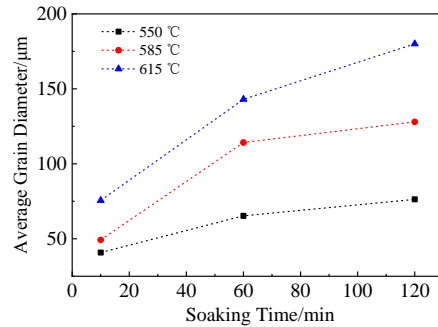


图 4 等温重熔 7075 铝合金在不同保温温度下平均晶粒尺寸随保温时间的变化

Fig.4 Variations of average grain diameter with soaking time for isothermally remelted 7075 Al alloy at different temperatures

时，在整个加热过程中变化程度较小，并基本趋近于 1。等温温度和保温时间均与晶粒圆整度有关联性，温度较高时，再结晶过程结束较早，晶粒以合并长大和粗化为主，圆整度变化呈现相对稳定的趋势。

等温加热时，晶粒长大是一个自发过程，从系统能量角度考虑，晶粒长大的驱动力是降低的界面能，针对单个晶粒而言，晶粒界面的不同曲率造成了晶界的迁移。将晶界的迁移和不断平直化过程置于平面坐标系中，正常晶粒界面长大速率 (\bar{v}) 遵循公式 (3)：

$$\bar{v} = \bar{m} \cdot \frac{2\gamma_b}{r} \approx \frac{d\bar{D}}{dt} \quad (3)$$

式中， \bar{m} 为晶界平均迁移速率， \bar{D} 为平均晶粒尺寸， r 为晶界平均曲率半径， γ_b 为单位面积晶界能，对各种金属均为常数，故上式可改写为公式 (4)：

$$\bar{D}_t^2 - \bar{D}_0^2 = Kt \quad (4)$$

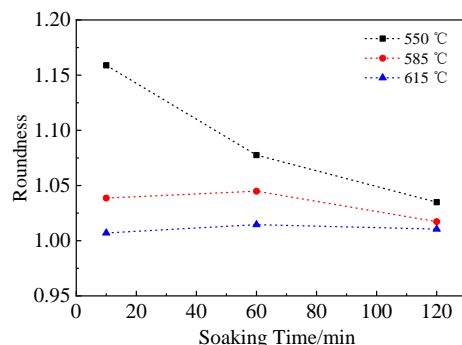


图 5 等温重熔 7075 铝合金在不同保温温度下晶粒圆整度随保温时间的变化

Fig.5 Variations of roundness with soaking time for isothermally remelted 7075 Al alloy at different temperatures

由公式 (4) 表明, 平均晶粒尺寸随保温时间的平方根增大而增大。结合图 4 中平均晶粒尺寸测量结果, 并给定初始晶粒大小, 通过线性拟合, 得到如图 6 所示各直线斜率值即不同温度下晶粒界面的长大速率, 随温度增加依次为: 0.6、2.1、4.0 $\mu\text{m}^2/\text{s}$, 呈上升趋势。然而, 由于实际 7075 铝合金变形处理后, 组织中存在较高的变形储能, 同时, 由于第二相粒子和溶质元素等阻碍晶粒长大因素的作用, t 的指数项往往是小于 1/2 的, 所以, 一般晶粒长大用公式 (5) 表示:

$$\bar{D}_t^n - \bar{D}_0^n = Kt \quad (5)$$

参考相关研究^[22], 式中 n 值取 $n=3$, 代入公式(5), 并结合图 4 中的晶粒尺寸数据绘制图 7, 经过线性拟合, 可见 $n=3$ 时, 拟合度较好。由直线斜率可得到晶粒长大速度随温度的升高依次为: 55.1、295.3、817.9 $\mu\text{m}^3/\text{s}$, 呈上升趋势, 拟合结果和实际值更接近。

晶粒长大的本质是晶界的迁移, 由于晶界迁移速率和晶界迁移激活能 Q (原子扩散激活能) 负相关, 在前述晶粒长大速率公式(5)中引入晶界迁移激活能, 可以反映晶粒开始长大的难易程度, 如公式 (6) 所示:

$$\lg\left(\frac{D_t^3 - D_0^3}{t}\right) = \lg K_2 \left(\frac{Q}{2.3RT}\right) \quad (6)$$

将公式 (6) 中晶粒长大速率和温度的倒数绘制在图中, 由于二者之间呈线性关系, 进而可以求出相应的晶界移动激活能。如图 8 所示, 经过线性拟合, 最终可以求出试验所用材料 7075 铝合金的晶界移动激活能为 118.6 kJ/mol。

将晶粒长大速率和晶粒长大激活能等数据导入 DEFORM-3D 软件内置 JMAK 模块中的 Grain-Growth 模型中, 通过数值模拟, 对固-液区间内其他温度下的

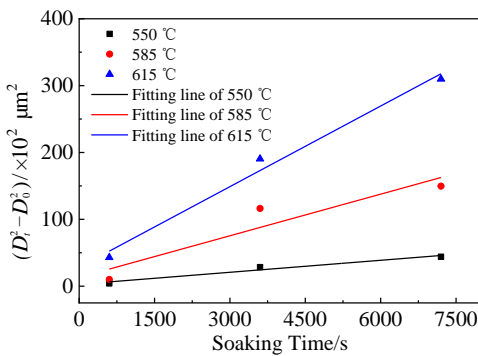


图 6 7075 铝合金在不同等温温度下平均晶粒尺寸的平方差随保温时间的变化

Fig.6 Variations of the square of average grain size with soaking time of 7075 Al alloy at different isothermal temperatures ($n=2$)

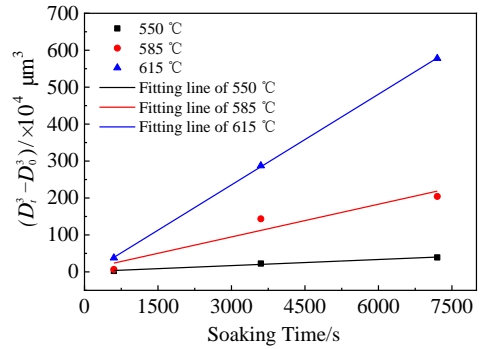


图 7 7075 铝合金在不同等温温度下平均晶粒尺寸的立方差随保温时间的变化

Fig.7 Variations of the cube of average grain size versus soaking time of 7075 Al alloy at different isothermal temperatures ($n=3$)

晶粒粗化规律进行预测, 所述模型如公式 (7) 所示:

$$D_{eq} = [d_0^m + a_g t \exp(-\frac{Q}{RT})]^{\frac{1}{m}} \quad (7)$$

式中, D_{eq} 即平均晶粒尺寸 (D_{eq}), d_0 为初始晶粒尺寸, Q 为晶粒长大激活能, R 、 m 、 a_g 均为常数。

图 9 为温度 550、585 和 615 $^{\circ}\text{C}$ 时平均晶粒尺寸随保温时间变化的实验值和模拟结果。可见, 模拟结果与实际值非常接近, 表明模拟所使用的模型和参数准确, 可以反映实际的晶粒粗化情况。

图 10 为将模拟温度取值增加, 得到了固-液温度区间其他温度下平均晶粒尺寸随保温时间的变化曲线。可见, 在固-液区间晶粒长大趋势和试验结果变化趋势相同, 随着保温温度的升高和保温时间的延长, 晶粒发生了明显粗化现象。由此模拟结果可以进一步用来指导未来半固态坯料的制备和压力成形工艺。

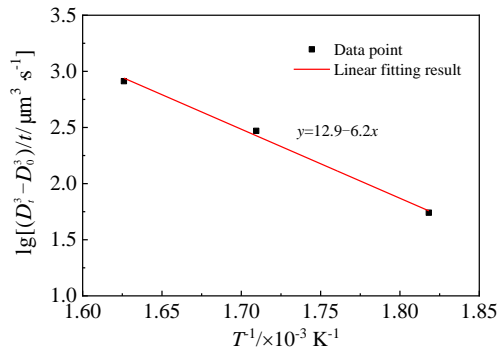


图 8 7075 铝合金等温重熔时晶界迁移激活能
Fig.8 Activation energy for grain growth of 7075 Al alloy in isothermal remelting process

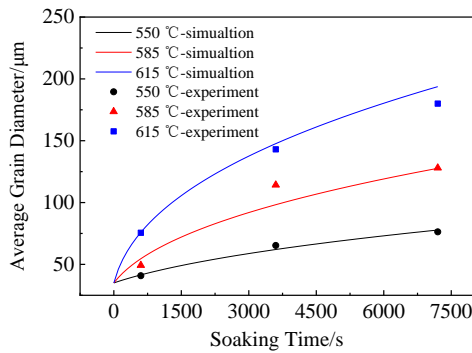


图 9 7075 铝合金等温重熔过程晶粒尺寸模拟及实验验证

Fig.9 Simulation and experiment verification of grain size during isothermal remelting of 7075 Al alloy

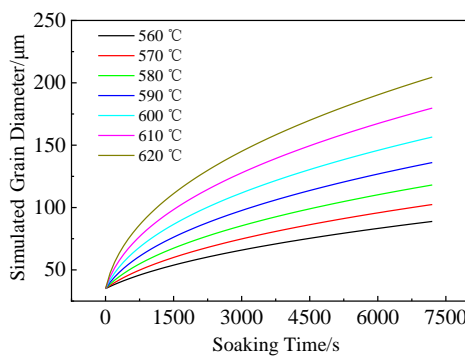


图 10 7075 铝合金液-固区间等温重熔过程平均晶粒尺寸预测

Fig.10 Simulated of average grain size in liquid-solid interval isothermal remelting of 7075 Al alloy

3 讨论

通常固相线温度以下加热时，形变组织首先发生回复和再结晶，再结晶结束后得到细小等轴晶粒，若继续提高加热温度或延长保温时间，晶粒将进一步长大。在固-液温度区间进行等温处理时，伴随着变形组织的再结晶现象，同时随着温度的升高和保温时间的延长，再结晶晶粒发生粗化长大和液相的生成。

如图 2 所示，重熔温度为 550 °C，保温时间 10 min 时，组织中仍可以观察到大量的条状未再结晶晶粒(特征“A”)，但平均晶粒尺寸仍在 50 μm 以下，随着时间增加至 120 min，未再结晶的区域明显减少，而晶粒尺寸则显著增大，晶粒也明显球形化，部分长大晶粒晶界平直化。随着保温时间的增加，晶粒间液相在界面能驱动作用下有更长时间迁移和汇合，晶粒内溶质也会向晶界扩散，晶界开始粗化，从而加剧再结晶和晶粒的长大过程。在等温温度为 585 °C，保温时间 10 min 时，未再结晶区域和再结晶区域占比接近，再结晶区域内晶粒细小，圆整程度更高，更有利于液固区间下

压力成形过程。当保温时间 60 min 时，挤压态条状组织基本消失，晶粒界面趋于平直，这和界面能趋于降低，界面向曲率中心方向运动规律一致。随着保温时间增加至 120 min，组织中已经观察不到未再结晶区域，晶粒圆整度较高，晶粒平均尺寸在 100~200 μm 的范围内，晶界上液相也逐渐增多，晶粒长大并等轴化，三角晶界处产生大量液相凝固后的树枝晶组织，由此造成晶粒分布不均匀和液相容易在压力下产生偏聚的可能。同时，随着等温重熔温度的升高和保温时间的增加，组织中还发生了 Ostwald 熟化现象，再结晶的细小晶粒在表面的能作用下逐渐溶解消失，大晶粒中曲率高的部位溶解并向曲率低的部分沉积，晶界趋于平直化。而在一些晶界液相较少的位置，晶粒间只有薄薄一层液相，晶粒长大仍然表现为合并长大机制，液相会融入基体或迁移到三角晶界处，合并后晶粒圆整度则较大。当等温温度升高至 615 °C 时，保温时间 10 min 的组织中，纤维条状组织大部分已经完成了再结晶，晶粒趋向于圆整，个别位置残留了一些变形特征的组织，其周围分布着的大多为细小的再结晶晶粒。由于温度越高，晶界迁移越快，再结晶形核受到抑制，晶粒长大过程加速，导致短时间内即出现了晶粒长大合并的现象，随着时间的延长，615 °C 下保温的晶粒尺寸增大显著。等温温度 615 °C，保温时间 60 min 的组织中，纤维条状组织已经全部消失，再结晶晶粒界面趋于平直和圆角化，晶粒尺寸较大，在晶粒周围出现了大片的液相凝固后的树枝晶组织。可见，温度较高时是 Ostwald 熟化机制对晶粒的粗化起了更显著的作用。结合平均晶粒尺寸的定量分析结果，认为在较高温度下，由于液相增加迅速，随着保温时间的增加，晶粒边界上产生了局部重熔，是晶粒长大趋势在超过一定保温时间后趋于减缓的原因。

综上所述，晶粒分布均匀、尺寸较小、晶粒间液相含量适中，且厚度层均匀分布的组织形貌是较为理想的成形坯料组织，下面结合分析和讨论结果，对 7075 挤压态铝合金在等温重熔过程中的微观组织演变规律进行总结。

图 11 揭示了本研究中 7075 形变铝合金材料在不同加热温度条件下的微观组织演变机制。当加热温度较低时，即处于高固相分数温度区间时，随着保温时间延长，形变组织由纤维条状首先向再结晶细小等轴晶粒转变，延长保温时间，再结晶晶粒不断长大，同时伴随着晶界液相的增多，最终晶粒合并长大机制为主导作用，Ostwald 熟化机制为辅的作用下，晶粒趋向长大并平直化，液相含量相对较少，晶粒尺寸也相对较小。当加热温度较高时，即处于低固相分数温度区

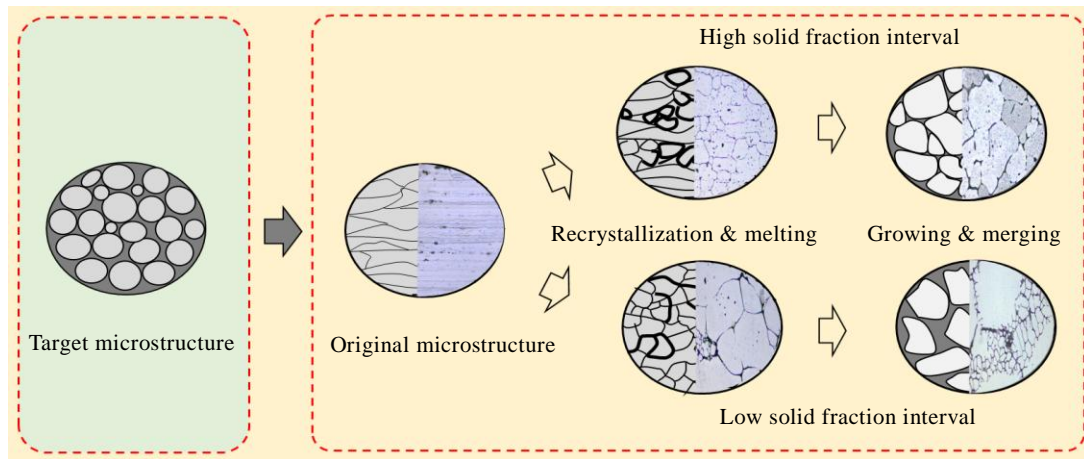


图 11 7075 铝合金等温重熔过程微观组织演变机制

Fig.11 Schematic diagram of microstructure evolution mechanism during isothermal remelting

间时,随着保温时间的延长,变形组织中局部发生了重熔,并伴随着再结晶现象,晶粒长大更加迅速,此时,主要以 Ostwald 熟化机制为主导,晶界间液相含量较多,晶粒趋于长大并平直化,小尺寸晶粒更少,大尺寸晶粒更多。为获得组织均匀且晶粒细小圆整的半固态组织,有必要对等温温度和保温时间进行综合调控,通过模拟预测,有望为后续生产工艺优化提供有效的指导。

4 结 论

1) 等温温度和等温时间均对材料重熔加热过程影响显著,升高温度或增加时间均可以促进晶界迁移和聚合,以及液相生成,随保温时间和保温温度的增加,坯料平均晶粒直径均表现为增加趋势,晶粒圆整度在 60 min 后均趋于稳定。

2) 等温重熔过程中,随温度的升高,晶粒长大速度分别为: 55.1、295.3、817.9 $\mu\text{m}^3/\text{s}$,同时,计算得到晶界迁移激活能约为 118.6 kJ/mol。代入 DEFORM-3D 软件中 JMAK 模块的 Grain-Growth 模型,得到晶粒长大的模拟结果和实际值接近,所用模型具有较高应用价值。

3) 高固相分数温度区间,等温初期,组织中仍有大量条状未再结晶晶粒,随着时间的延长,未再结晶区域向再结晶转变,晶粒尺寸显著增加并球化,晶粒长大以晶粒合并机制为主;保温时间的增加促进了晶界粗化,液相在界面能的作用下有更长时间迁移和汇合,一些溶质也会向晶界扩散,加剧了再结晶过程。

4) 低固相分数温度区间,保温初期,再结晶已基本完成,再结晶形核率增加,细化了再结晶晶粒。但

是,由于温度高,液相产生快,且晶粒已经开始长大,随着保温时间的延长,以晶粒长大为主,其中 Ostwald 熟化机制占主导,并伴随着晶界平直化。

参考文献 References

- [1] Wang S C, Li Y Y, Chen W P *et al.* *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(6): 784
- [2] Xu Jun(徐 骏), Zhang Zhifeng(张志峰). *Special Cast Nonferrous Alloys* (特种铸造及有色合金)[J], 2017(12): 1333
- [3] Zhang Kui(张 奎), Liu Guojun(刘国钧), Xu Jun(徐 骏) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(1): 4
- [4] Luo Shoujing(罗守靖), Tian Wentong(田文彤), Xie Shuisheng(谢水生) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(6): 765
- [5] Fu Penghuai(付彭怀), Peng Liming(彭立明), Ding Wenjiang(丁文江) *et al.* *Strategic Study of CAE*(中国工程科学)[J], 2018, 20(1): 84
- [6] Feng Shuai(冯 帅), Sun Liming(孙黎明), Chen Zhiguo(陈祖国) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(10): 3088
- [7] Jiang Jufu(姜巨福), Zhang Yihao(张逸浩), Li Yingze(刘英泽) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(6): 703
- [8] Gu Lidong(谷立东), Ying Tao(应 韬), Zeng Xiaoqin(曾小勤) *et al.* *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2018, 39(4): 741
- [9] Zhang Yihao(张逸浩). *Research on Thixoforging of AlSi₇Mg Aluminum Alloy Semi-Solid Billet Fabricated by RAP*(AlSi₇Mg 铝合金半固态坯料 RAP 法制备及其触变模锻研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020

- [10] Dai Guangxing(戴光星). *Study on Preparation of AlSi₇Mg Alloy Semi-solid Billets by Melt Isothermal Treatment Process*(熔体等温处理法制备 AlSi₇Mg 合金半固态坯料的研究)[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2006
- [11] Wang Ping(王平), Lu Guimin(路贵民), Cui Jianzhong(崔建忠). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(2): 231
- [12] Wang Yongfei(王永飞), Zhao Shengdun(赵升吨), Fan Shuqin(范淑琴) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2900
- [13] Meshkabi R, Faraji G, Javdani A *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(12): 3091
- [14] Chen Gang(陈刚). *Research on Inhomogeneity of Microstructure and Mechanical Properties for 2A50 Aluminum Alloy Prepared by Thixoforging* (2A50 铝合金半固态模锻成形的组织性能不均匀性研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2009
- [15] Xiao G F, Jiang J F, Liu Y *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 156: 109 874
- [16] Niu Haixia(牛海侠), Gan Guoqiang(甘国强), Li Ping(李萍) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(5): 1697
- [18] Li Jing(刘静), Wang Ping(王平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2455
- [19] Chen Q, Zhao Z D, Chen G *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 632: 190
- [20] Liu Yang(刘洋), Yang Guangyu(杨光昱), Zhang Xiaodan(张晓丹) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2019, 48(9): 2972
- [21] Sun Z C, Zheng L S, Yang H. *Materials Characterization*[J], 2014, 90: 71
- [22] Wei Bin(魏斌). *Research on Inhomogeneity of Microstructure and Mechanical Properties for 2A50 Aluminum Alloy Prepared by Thixoforging*(7075 铝合金高温固态-半固态组织演变及变形行为研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015

Microstructure Evolution and Prediction of 7075 Aluminum Alloy After Isothermal Remelting

Zhang Wanpeng¹, Lang Lihui¹, Zang Bo¹, Wang Chuan¹, Qin Chengwei², Chu Bogang²

(1. School of Mechanical Engineering & Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Bogie Technology Center, CRRC Tangshan Co., Ltd, Tangshan 063000, China)

Abstract: Taking the as-extruded 7075 Al alloy, material as the research object, the effects of isothermal temperature and holding time on the billet microstructure after semi-solid isothermal remelting built were studied. The grain growth law of solid-liquid area was predicted by the grain-growth model in the JMAK module of DEFORM-3D software. The results show that the grain size is gradually increased, the grain tends to be rounded, and the liquid content of the grain border is increased with increasing the isothermal temperature and prolonging the holding time. During the high solid fraction interval, the grains undergo recrystallization, merging and growth, and the liquid phase increases. In the low solid fraction interval, the non-recrystallized grains are rarely visible, and Ostwald ripening is the primary mechanism for the rapid grain growth. In the semi-solid isothermal remelting grain growth formula, $n=3$ is a more accurate value. The rate of grain growth is calculated as 55.1, 295.3, and 817.9 $\mu\text{m}^3/\text{s}$ with increasing the isothermal temperature. Using the energy relation and grain growth formula, the activation energy of the grain boundary migration of the 7075 Al alloy is calculated as 118.6 kJ/mol. Therefore, a grain growth rule in the range of 550-620 °C can be predicted. The measured and expected values are close to each other.

Key words: isothermal remelting; aluminum alloy; microstructure; simulation prediction

Corresponding author: Lang Lihui, Ph. D., School of Mechanical Engineering & Automation, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, Tel: 0086-10-82317062, E-mail: by2007160@buaa.edu.cn