

引用格式: 庞新义, 汪文进, 杜东海. Al-Mg-Si-Cu 合金挤压型材中晶粒异常长大行为研究[J]. 中国材料进展, 2025, 44(9): 793-801.

PANG X Y, WANG W J, DU D H. Study on the Abnormal Grain Growth Behavior in Al-Mg-Si-Cu Alloy Extrusion Profile[J]. Materials China, 2025, 44(9): 793-801.

Al-Mg-Si-Cu 合金挤压型材中晶粒异常长大行为研究

庞新义¹, 汪文进², 杜东海¹

(1. 西北工业大学 太仓长三角研究院 清洁能源研究院, 江苏 太仓 215400)

(2. 明达铝业科技(太仓)有限公司, 江苏 太仓 215400)

摘要: 挤压型材晶粒的异常长大是限制铝合金力学性能提高的重要原因之一, 揭示挤压型材晶粒异常长大的机理及其对力学性能的影响, 对调控挤压参数、提高合金力学性能有重要意义。通过研究挤压温度、挤压速度对 Al-Mg-Si-Cu 合金组织和性能的影响发现, 晶粒的异常长大与合金表层晶粒较大的剪切变形以及心部<100>//ED 优先生长晶粒与周围变形晶粒之间较大的取向差和应变梯度促进了合金再结晶过程有关。因固溶强化效应, 合金拉伸性能随挤压温度、挤压速度的升高而提升。挤压型材出口温度高于 550 °C 时, 合金的拉伸性能更加优异。

关键词: Al-Mg-Si-Cu 合金; 挤压工艺; 晶粒异常长大; 固溶强化; 拉伸性能

中图分类号: TG376 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)09-0793-09

Study on the Abnormal Grain Growth Behavior in Al-Mg-Si-Cu Alloy Extrusion Profile

PANG Xinyi¹, WANG Wenjin², DU Donghai¹

(1. Clean Energy Research Center, Yangtze River Delta Research Institute, Northwestern Polytechnical University, Taicang 215400, China)

(2. Minta Aluminum Co., Ltd., Taicang 215400, China)

Abstract: The abnormal growth of grain in extruded aluminum profiles is one significant factor that affects the improvement of the mechanical properties of the alloy. Understanding the mechanism behind the abnormal growth of grain in extruded aluminum profiles and its effect on mechanical properties is crucial for controlling extrusion parameters and enhancing the properties of the aluminum alloy. In this paper, the effects of extrusion temperature and extrusion rate on the microstructure and properties of Al-Mg-Si-Cu alloys were investigated. The results show that the abnormal grain growth is due to the large shear deformation of the surface grain layer during the extrusion process and strain gradient and misorientation between the <100>//ED preferentially growing grains in core and the surrounding deformed grains, which promotes the recrystallization process of the alloy. According to the solid solution strengthening effect, the tensile properties of alloy are improved with the increase in the extrusion temperature and speed. Moreover, the tensile properties of the alloy are exceptionally good when the outlet temperature of the extruded profile exceeds 550 °C.

Key words: Al-Mg-Si-Cu alloy; extrusion process; abnormal grain growth; solid solution strengthening; tensile property

1 前言

6008 铝合金属于热处理强化铝合金, 具有中等强

度、优良的热挤压加工性能、良好的耐腐蚀性能、优异的吸能潜力^[1]。这使得采用成分优化、热加工工艺与热处理工艺调控等手段研制汽车吸能盒用中等强度铝合金有巨大的潜力^[2]。低淬火敏感性的 6 系 (Al-Mg-Si-Cu) 铝合金在挤压生产中采用的工艺是在线固溶, 而合金的在线固溶效果会随挤压工艺变化而变化, 并且在线固溶效果对合金后续的时效处理具有重要影响。因此, 采用离线固溶的方式确定合适的固溶处理工艺参数范围可为合金

收稿日期: 2024-04-07 修回日期: 2024-06-19

第一作者: 庞新义, 男, 1999 年生, 硕士研究生

通讯作者: 杜东海, 男, 1987 年生, 副教授, 硕士生导师,

Email: dudonghai@nwpu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202404010

的在线固溶工艺确定提供参考,从而指导挤压工艺调控,提高合金力学性能^[3-5]。Jiang 等^[6]甚至在未优化挤压参数的情况下,仅通过优化时效制度就使得具有较厚粗晶层的 6008 挤压型材获得高性能中等强度。

当然,除了在线固溶效果外,挤压型材的金相组织也会对合金的力学性能产生很大影响。6 系铝合金在挤压过程中易产生粗晶层,导致型材性能下降。而挤压产生的细晶组织可以使合金获得优异的力学性能及压溃性能^[1,7]。因此,抑制粗晶层的形成也是当前 6 系铝合金研究的重点之一。Zhao 等^[8]发现采用高温低速挤压可抑制粗晶层的产生,获得组织性能优异的 6005A 挤压型材。然而 Goik 等^[9]通过对比分析 5 种不同析出相占比的 6 系铝合金挤压型材的截面组织发现,粗晶层的形成很大程度上取决于表层晶粒的晶界迁移速率。温度、应变速率、析出相等都是影响晶界迁移速率的重要因素。此外,较多研究发现 Mg 的添加可提高合金化程度,促进 Mg_2Si 的析出,还可减少 $\beta-AlFeSi$ 等杂质相的形成,有助于提高合金强度、韧性和耐蚀性,这对高性能吸能盒材料开发

十分必要^[10-14]。

本文采用成分优化 Al-0.9Mg-0.6Si-0.1Cu 合金,通过调控热挤压工艺参数,研究合金挤压过程中晶粒的异常长大原因及其对合金力学性能的影响,为开发高性能中等强度铝合金吸能盒型材提供参考。

2 实验

2.1 实验材料

实验材料为 6008 改性合金 (Al-0.9Mg-0.6Si-0.1Cu),其化学成分如表 1 所示。挤压实验使用的铸锭尺寸为 $\Phi 250 \text{ mm} \times 500 \text{ mm}$,经 $560 \text{ }^\circ\text{C}/8 \text{ h}$ 均质化处理后进行热挤压。采用 2100 t 有缝挤压机进行挤压实验,挤压温度分别为 470, 500 和 $530 \text{ }^\circ\text{C}$ (坯料温度),挤压速度分别为 1.5, 3 和 6.8 mm/s (推杆移动速度),挤压比为 77,型材挤出后喷淋冷却至室温,挤压型材截面如图 1a 所示。挤压实验完成后,沿挤压方向 (extrusion direction, ED) 采用电火花切割出平行段尺寸为 $32 \text{ mm (ED)} \times 6 \text{ mm (TD)} \times 2 \text{ mm (ND)}$ 的狗骨状拉伸样,试样尺寸如图 1b 所示。

表 1 6008 铝合金标准成分及合金实测成分

Table 1 The measured composition of the alloy and the standard composition of 6008 aluminum alloy ($w/\%$)

| Composition | Al | Si | Mg | Fe | Cu | Mn | Cr | Zn | Ti | V |
|-------------|------|---------|---------|-------------|------------|------------|------------|------------|------------|----------|
| Standard | Bal. | 0.5~0.9 | 0.4~0.7 | ≤ 0.35 | ≤ 0.3 | ≤ 0.3 | ≤ 0.3 | ≤ 0.2 | ≤ 0.1 | 0.05~0.2 |
| Measured | Bal. | 0.63 | 0.9 | 0.18 | 0.12 | 0.1 | <0.1 | <0.01 | 0.04 | 0.12 |

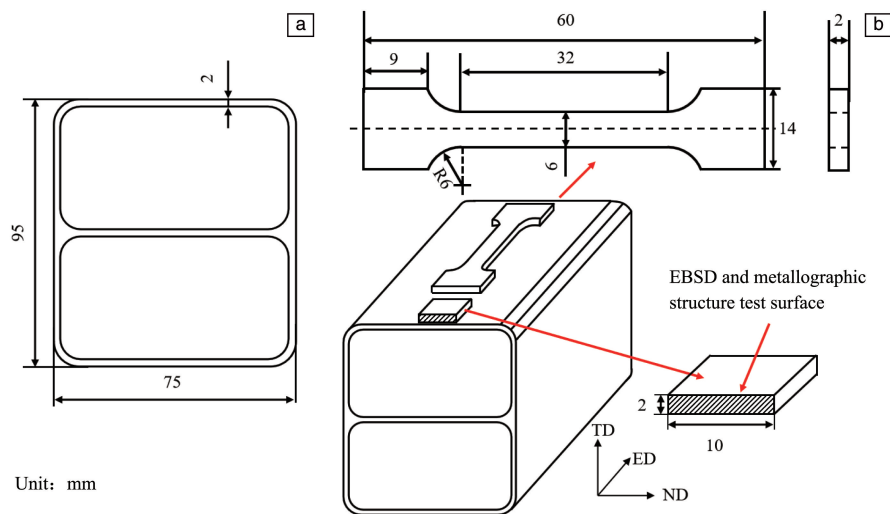


图 1 挤压型材截面形状与尺寸(a); 拉伸、EBSD、金相样品尺寸及取样位置(b)

Fig. 1 Shape and dimensions of cross section profiles (a); dimensions and position of tensile, EBSD and metallographic sample (b)

在挤压样品中切出大小约为 $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 的立方块试样,用粒径为 $15 \mu\text{m}$ 的 SiC 砂纸磨去试样表面氧化层后用酒精超声清洗烘干,之后进行差示扫描量热分析 (differential scanning calorimetry, DSC) 测试。在氩

气保护下以 $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 升温至 $700 \text{ }^\circ\text{C}$,研究合金内部可溶相的溶解温度。选取 $500 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 6.8 mm/s 条件下制备的挤出型材重新进行离线固溶处理,温度为 $460 \sim 580 \text{ }^\circ\text{C}$,时间为 $10 \sim 90 \text{ min}$ 。研究固溶温度和时间对合金力学性能的影响。

响, 从而指导挤压工艺参数的调控。样品固溶处理结束后立即水淬, 随即进行 220 °C/2 h 的人工时效处理。

2.2 微观表征与拉伸测试

将型材沿 ED 切开, 对 ED-ND 面进行显微组织观察。实验前采用 SiC 砂纸将观察面打磨至 5 μm 粒度, 并采用 SiO₂ 悬浊液机械抛光, 然后采用扫描电子显微镜进行电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 和金相表征。EBSD 扫描步长为 1 μm, 通过 AztecCrystal 软件对原始数据进行处理和分析, 得到晶粒组织、晶界类型、再结晶程度、应力分布、取向差分布、极图等信息。金相观察时, 配制 38 mL H₂SO₄+43 mL HNO₃+19 mL H₂O 溶液作为阳极覆膜液, 在 15 V 的电压下对样品进行阳极覆膜 90 s, 电流稳定在 0.2 mA 左右。覆膜完成后迅速用酒精冲洗, 吹干备用, 之后选择金相显微镜的偏光镜进行观察。

拉伸测试在室温空气中进行, 应变速率设为 2.5×10⁻⁴ s⁻¹, 采用位移控制模式, 应变大小由激光引伸计实时监测, 拉伸前试样预载 50 N。相同状态的试样测试 3 次, 结果取平均值。

3 结果与讨论

3.1 挤压型材的微观组织

图 2 显示了 9 种挤压工艺参数下挤压型材的 EBSD 反极图。由图可见, 在这些热挤压工艺条件下, 型材的晶粒尺寸很不均匀。表层和心部两区域晶粒尺寸和取向分布具有明显差异。仔细分辨可见, 型材截面呈现 3 种特征组织形貌: 表层<110>//ED 取向粗晶粒、心部<100>//ED 取向粗晶粒、心部以<112>//ED 取向为主的纤维细晶粒。在低温低速挤压条件下(470 °C、1.5 mm/s), 型材组织主要由表层粗晶与心部纤维细晶粒组成。随挤压温度与速度升高, 心部纤维细晶粒逐渐被后出现的<100>//ED 取向粗晶粒取代, 表层粗晶层厚度减小。

研究表明, 挤压型材晶粒的异常长大由合金的再结晶引起^[15, 16]。挤压温度和速度升高都会提高型材组织变形温度, 从而产生更高的原子热运动及晶界迁移速率, 促进各区域晶粒的再结晶过程, 使晶粒发生异常长大。同时在挤压过程中, 表层与模具摩擦发生剪切变形, 使其再结晶驱动力较心部大, 从而使表层晶粒异常长大过

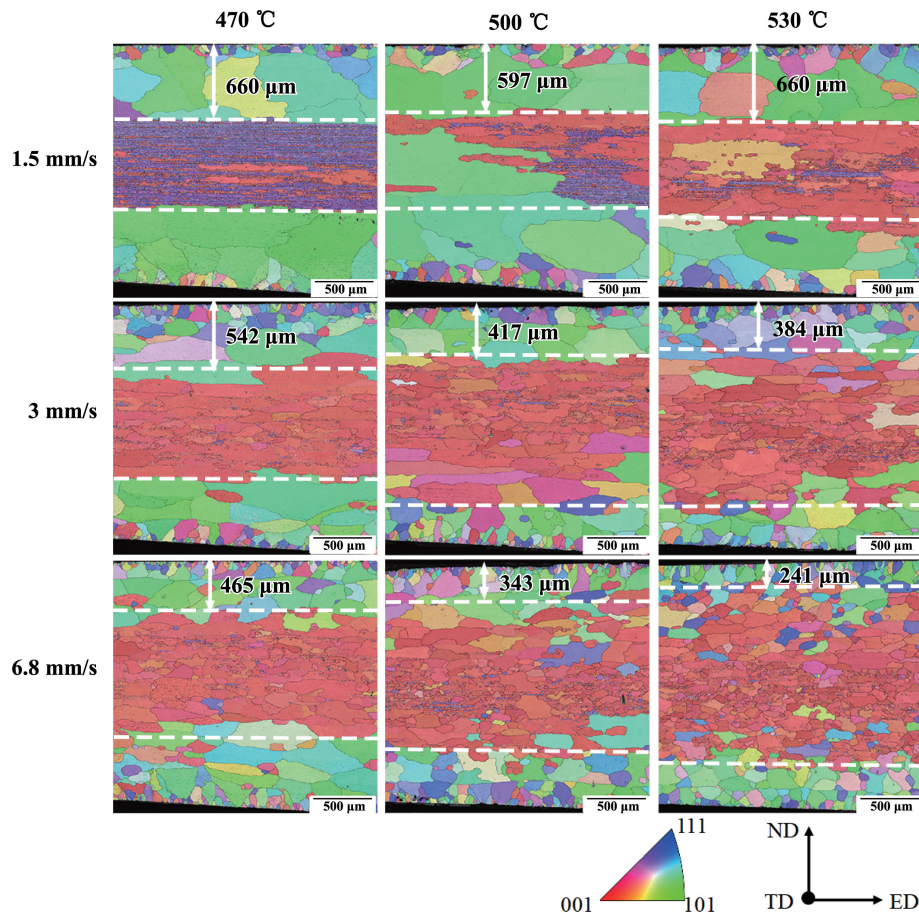


图 2 不同工艺参数下挤压型材的 EBSD 反极图

Fig. 2 EBSD inverse pole figure maps of extruded profiles under different process parameters

程先于心部, 导致表层再结晶程度高于心部。不同的热变形条件导致不同的动态再结晶方式, 引发表层与心部取向分布各异的再结晶晶粒形成。

3.2 表层晶粒的异常长大

以 470 °C、1.5 mm/s 下的挤压型材为例, 图 3a 给出了合金表层粗晶层与细晶层交界处的 EBSD 图谱。图 3b 和 3d 为晶界图和局部取向差 (kernel average misorientation, KAM) 图, 细晶粒区内存在大量的小角度晶界且具有较大的 KAM 值, 这是由于小角度晶界与位错缠结形成的变形诱导位错墙有关。应变能可为晶粒的再结晶过程提供能量, 当应变能梯度越大时, 晶界越容易迁移, 也称之为应变诱导晶界迁移^[17, 18]。低应变晶粒通过吞噬高应变晶粒而继续长大, 从而导致系统的总自由能减少。小角度晶界通常较为稳定, 相反大角度晶界具有较低的活化能和较高的迁移率^[19], 更容易发生迁移导致晶粒粗化。大角度晶界不断迁移, 向具有高密度位错的晶粒凸出形成无应变区, 产生锯齿状边界, 发生凸出形核机制主导的再结晶过程。晶粒不断长大和粗化, 小角度晶界在表层异常长大的晶粒内逐渐消失。图 3c 给出了合金的晶粒取向扩展 (grain orientation spread, GOS) 图, 通常定

义 GOS 值小于 2° 的晶粒为再结晶晶粒, 由此也可以判断表层粗晶粒为再结晶晶粒。因此降低晶界的迁移率可有效抑制表层晶粒的异常长大。

表层的粗晶粒还呈现一定的择优取向, 为此绘制了该区域的三维取向分布函数 (orientation distribution function, ODF) 图, 如图 3e 所示。表层金属变形量较大, 异常长大的粗晶表现出强 R-Goss {110} <100> 型剪切织构, 并沿着 <110> 方向继续粗化。细晶粒区表现出弱的 γ -纤维 {111} <112> 织构。在温度较低时, 表层和心部再结晶驱动力差别较大, 表层晶粒在摩擦力和挤压力的共同作用下, 晶界迁移率高, 更易发生再结晶晶粒的长大和粗化。而随挤压温度和速度升高, 心部位置也开始再结晶; 表层晶粒再结晶进行充分, 剪切织构逐渐减少, 并且形成更加细小的等轴再结晶晶粒, 如图 3c 所示。

高温高速挤压通过促进心部晶粒长大而降低了表层粗晶层厚度, 但这与希望得到更多心部纤维细晶粒组织的愿望相悖。因此, 为得到表层粗晶层厚度较小并保持心部纤维细晶的组织结构, 需要在心部晶粒发生再结晶前抑制表层再结晶晶粒的异常长大, 即采用更低的挤压温度与速度以降低晶界迁移率。

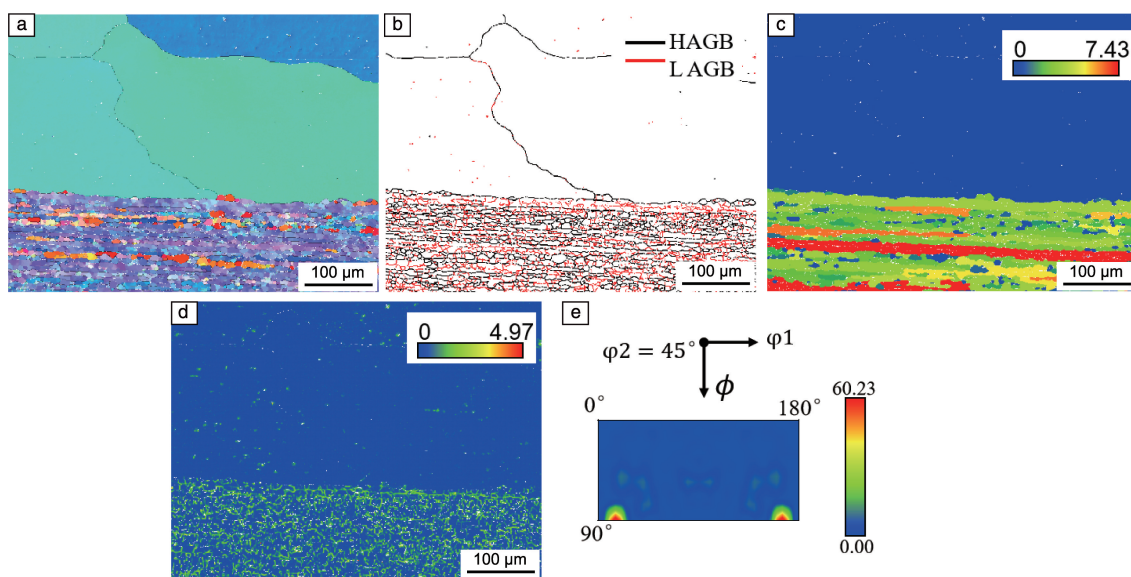


图 3 470 °C、1.5 mm/s 样品表层粗晶粒与细晶粒交汇处 EBSD 图谱: (a) 反极图, (b) 晶界图, (c) 晶粒取向扩展图, (d) 局部取向差图, (e) 取向分布函数图

Fig. 3 EBSD maps of the interface area between coarse grains and fine grains near the surface of sample (470 °C, 1.5 mm/s): (a) inverse pole figure map, (b) grain boundary map, (c) grain orientation spread map, (d) kernel average misorientation map, (e) orientation distribution function map

3.3 心部晶粒的异常长大

型材 (470 °C、1.5 mm/s) 心部细晶层内晶粒主要有 3 种类型, 如图 4a 中箭头所指位置所示, 一种沿挤压方向拉长的细长晶粒, 主要表现为 <112> // ED 取向; 另一种是等轴细晶粒, 主要表现为 <100> // ED 取向; 第三种

为异常长大晶粒, 也主要表现为 <100> // ED 取向。图 4b 和 4d 分别为晶界分布图与局部取向差图, 可见 <112> // ED 取向的细长晶粒大部分都由小角度晶界组成, 残余应变较大, 而 <100> // ED 取向的等轴细晶粒与异常长大粗晶粒都主要由大角度晶界构成, 形成无应变区。从晶粒

取向扩展图(图4c)可以看出, $\langle 112 \rangle // ED$ 取向晶粒再结晶程度较低, 而 $\langle 100 \rangle // ED$ 取向晶粒再结晶程度较高。图4e给出了沿图4a中直线箭头方向的取向差角变化曲线。可以看出, 在粗晶与细晶的交界处, 取向差角明显

较大, 约为 50° , 而在粗晶区内部则相对较小, 接近 0° 。无论位于粗晶区还是细晶区, 当相邻晶粒具有相同取向时, 晶界处的取向差角较小; 而当晶粒取向存在差异时, 晶界的取向差角则会显著增大。

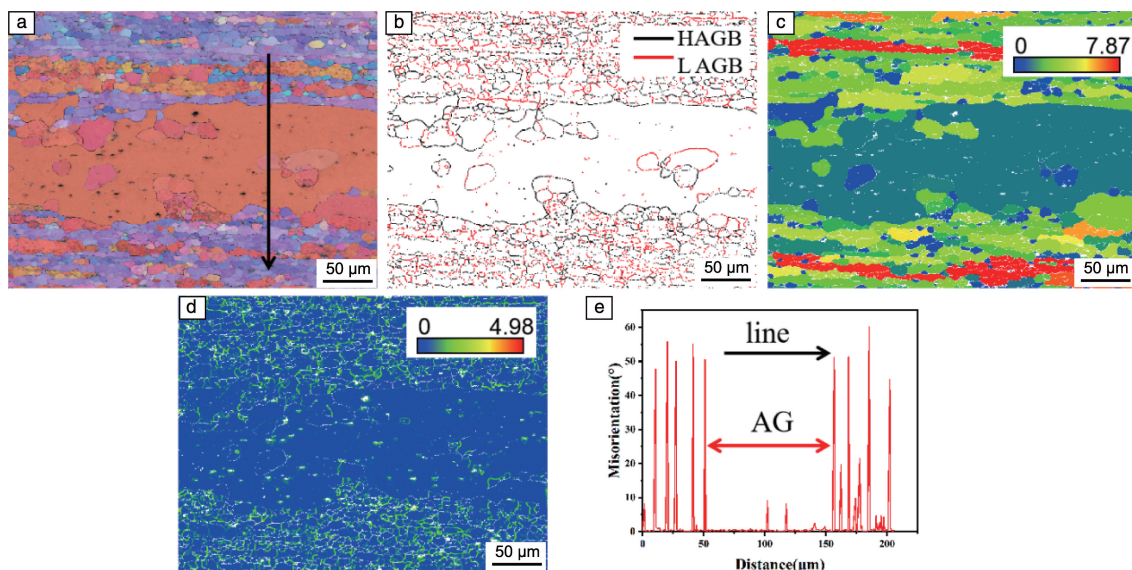


图4 470 °C、1.5 mm/s 样品细晶粒区中异常长大晶粒: (a)反极图, (b)晶界图, (c)晶粒取向扩展图, (d)局部取向差图, (e)取向差角分布

Fig. 4 The abnormal growth grains in fine grains of sample (470 °C, 15 mm/s): (a) inverse pole figure map, (b) grain boundary map, (c) grain orientation spread map, (d) kernel average misorientation map map, (e) misorientations

图5展示了挤压型材的 $\{100\}$ 极图。可以发现, 合金在 $\{100\}$ 面上存在着显著的织构分布, 并且这种织构分布随挤压温度和速度变化而变化。在挤压温度为470 °C时、挤压速度为1.5 mm/s时的 $\{100\}$ 织构指数为8.78, 而当挤压速度提高至3和6.8 mm/s时, $\{100\}$ 织构指数分别为15.69和15.76。而当挤压温度从470提高至530 °C时, 其 $\{100\}$ 织构指数并不总是随温度的升高而升高。这是因为在较高的挤压温度下, 合金的再结晶程度较高, 挤压织构逐渐减弱。据研究发现, 具有特定取向的晶粒由于具有较高的晶界迁移能以及较大的晶界迁移驱动力, 再结晶晶粒更容易发生异常生长, 且生长后晶粒取向不会发生明显变化^[20]。对于铝合金来说, 在 $\langle 100 \rangle$ 晶体学方向上的晶粒生长速度最快, 因此合金内部呈 $\langle 100 \rangle // ED$ 取向的晶粒会优先生长^[21]。随着挤压温度和速度升高, 心部组织再结晶驱动力不断升高, $\langle 100 \rangle // ED$ 取向的晶粒生长较快, 周围其他取向的细晶粒逐渐被吞并。

为进一步揭示型材心部晶粒异常长大的原因, 将心部异常长大晶粒区与细晶粒分开研究, 其EBSD统计信息如图6所示。图6a和6c显示异常长大粗晶粒为 $\langle 100 \rangle // ED$ 取向, 反极图表现出较强的Cube $\{100\} \langle 100 \rangle$ 织构。而图6b和6d显示细晶粒区大多表现为 $\langle 112 \rangle // ED$ 和 $\langle 100 \rangle // ED$ 取向, 取向分布函数图分析该区域具有较强的 γ -纤维

$\{111\} \langle 112 \rangle$ 织构与较弱的Cube $\{100\} \langle 100 \rangle$ 织构。由于型材心部位置受挤压过程中所产生的剪切变形影响较小, 因此没有形成Goss $\{110\} \langle 100 \rangle$ 剪切织构。如图4a和4e箭头所指方向的取向差角分布所示, 心部无应变的异常长大粗晶粒被变形细晶粒所环绕, 两者属于不同的织构, 引起的较大取向差和应变梯度可为再结晶过程提供能量并促进晶界迁移。这表明, 在相同温度下, 若某处优先生长晶粒与周围晶粒织构完全不同, 则该晶粒晶界会优先发生迁移, 使其生长速度高于周围晶粒。当晶粒长大到一定程度时, 由于该晶粒自身的尺寸优势和其周围具有的大的应变梯度, 会促使晶粒进一步粗化^[18, 22]。最终, 在型材心部 $\langle 100 \rangle // ED$ 取向优先生长的晶粒异常粗化, 并被大量 γ -纤维 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 晶粒包围。在动态再结晶过程的进行下, 由于心部细晶层内具有大量小角度晶界, 其位错密度较高、畸变能较大, 使得该位置易发生亚晶形核机制主导的再结晶过程。在该过程中, 高密度位错形成的亚晶粒不断合并长大, 从而导致型材心部细晶粒区的晶粒异常长大, 形成无应变的Cube $\{100\} \langle 100 \rangle$ 晶粒。心部异常长大晶粒通常呈 $\langle 100 \rangle // ED$ 取向, 且心部异常长大粗晶尺寸相对较小, 与表层异常长大晶粒具有显著差异, 如图2所示, 这也与心部再结晶驱动力较表层小有关。此外, 研究结果还显示低温低速挤压可以有效地控制心部晶粒的异常长大。

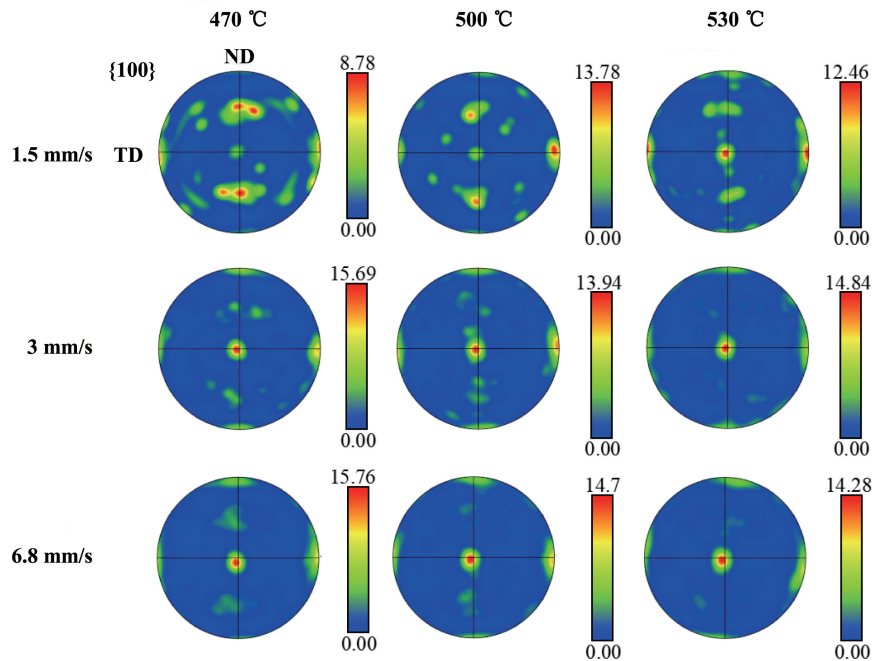


图 5 不同挤压温度与挤压速度条件下型材的 $\{100\}$ 极图

Fig. 5 The $\{100\}$ pole figures of profiles under different extrusion temperatures and extrusion speeds

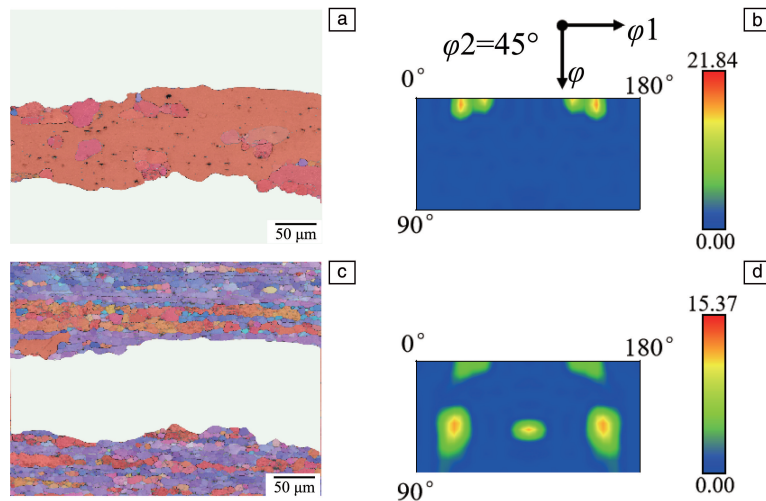


图 6 挤压型材心部位异常长大粗晶粒与细晶粒: (a, c)反极图; (b, d)取向分布函数图

Fig. 6 Inverse pole figure maps (a, c) and orientation distribution function maps (b, d) of abnormal coarse and fine grains in the core of extrusion profiles

3.4 挤压参数对合金拉伸性能的影响

挤压型材的拉伸性能受到多种因素影响,如晶粒尺寸、第二相、过饱和度等。在考虑挤压参数对合金性能影响时未对挤压型材进行人工时效强化,因此合金的第二相强化效果较弱。不同挤压参数对应的在线固溶温度与时间不同,会导致 Mg_2Si 等可溶相在基体内的过饱和度不同,影响合金固溶强化效应,从而影响合金拉伸性能。并且不同挤压参数组合下合金的晶粒组织也各不相同,组织差异对拉伸性能也会产生影响。为考虑不同挤

压参数下细晶强化及固溶强化作用对合金拉伸性能的贡献,对 9 种挤压参数下直接挤出的合金型材进行拉伸性能测试,测试结果如图 7 所示。随挤压温度与速度升高,合金强度不断升高。型材在线固溶温度由变形产生的热量、合金与模具摩擦产生的热量、起始挤压温度三者共同决定,通常可用型材实际出口温度反映,如表 2 所示。合金中可溶相会在较高的温度下逐渐溶入基体,提高了合金的过饱和度,而溶质原子对位错运动具有钉扎作用,使基体发生固溶强化从而提高合金强度。固溶温度越高,

固溶强化效应越强, 即使合金在较高挤压温度下细晶层完全消失, 固溶强化的效应仍高于晶粒粗化产生的不利影响, 从而表现出较高的强度。由此可见, 当挤压温度对合金强度具有较大影响时, 合金的主要强化机制为固溶强化, 为使合金产生更强的固溶强化效应控制挤压工艺参数, 保证合金型材在线固溶后具有尽可能大的过饱和度和。

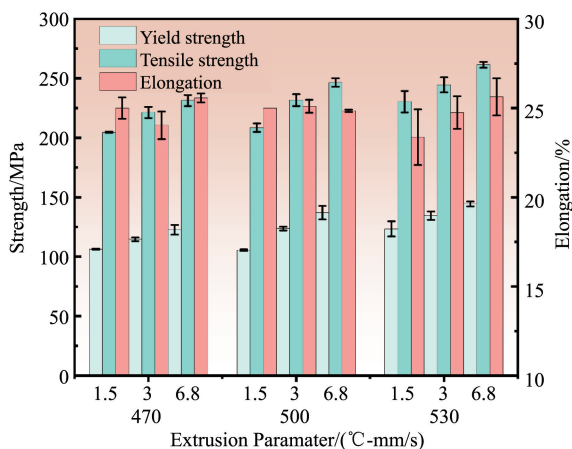


图 7 不同挤压条件下挤出型材的拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of the profiles extruded under different extrusion conditions

表 2 合金挤压工艺参数

Table 2 The parameters of the alloy extrusion process

| | Extrusion temperature/°C | Exit temperature/°C | Extrusion speed/(mm/s) | Strain rate/s ⁻¹ |
|----|--------------------------|---------------------|------------------------|-----------------------------|
| 1# | 470 | 515 | 1.5 | 0.15 |
| 2# | 470 | 549 | 3.0 | 0.30 |
| 3# | 470 | 573 | 6.8 | 0.70 |
| 4# | 500 | 525 | 1.5 | 0.15 |
| 5# | 500 | 563 | 3.0 | 0.30 |
| 6# | 500 | 585 | 6.8 | 0.70 |
| 7# | 530 | 535 | 1.5 | 0.15 |
| 8# | 530 | 575 | 3.0 | 0.30 |
| 9# | 530 | 604 | 6.8 | 0.70 |

3.5 挤压参数对合金在线固溶制度的影响

图 8 为不同热处理状态下合金的 DSC 测试曲线。挤压态合金在挤压过程中经历了在线固溶处理, 基体中形成了过饱和固溶体。相较于均质态合金, 挤压态合金在脱溶过程中会析出更多第二相, 其 DSC 曲线较均质态合金呈上升趋势。但因挤压态合金挤出后经历了较长时间的自然时效, 已析出部分强化相, 对应于 β'' 的析出峰位

置未出现明显峰形。而高温重新固溶后, 在该位置出现了明显的 β'' 的析出峰。 β'' 相是该类合金主要的过渡强化相, 控制其析出行为可以很好地调控合金性能。此外, 在 β (Mg_2Si) 相析出后曲线出现了明显的吸热谷, 如图中虚线框所示, 此时合金内部可溶相发生溶解, 因此, 在此温度段进行固溶处理有助于后续时效强化相的析出。

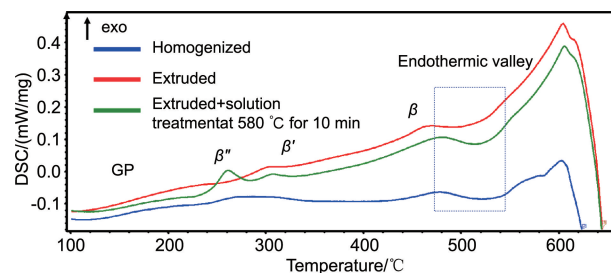


图 8 不同热处理状态下合金的差示扫描量热分析曲线

Fig. 8 The differential scanning calorimetry curves of alloy under different heat treatments

根据合金 DSC 测试曲线对 500 °C、6.8 mm/s 样品进行固溶处理 (460~580 °C 下保温 70 min) + 人工时效 (220 °C/2 h)。图 9 给出了合金在固溶+时效处理后挤压型材截面的显微组织形貌。随温度升高, 型材晶粒并未发生明显的长大, 而金相组织所显示的沉淀相数量与图 10 样品拉伸性能呈负相关, 即强度越高沉淀相越少。仅时效处理的原始样品表现出较高的强度和较低的沉淀相密度; 低温 460 °C 重新固溶发生 Mg_2Si 平衡相的脱溶, 沉淀相增多, 此时强度最低; 而后随固溶温度升高, 沉淀相逐渐减少, 合金强度逐渐上升。这些球形第二相尺寸约为几百纳米, 均匀分布在基体中, 并且这些析出相随固溶温度升高逐渐减少, 结合 DSC 分析可知这些细小的第二相应该是 Mg_2Si 等可溶相。

Feufel 等^[23] 研究发现, 在 Al- Mg_2Si 系二元平衡相图中, Mg_2Si 在铝中的溶解度随温度升高而升高, 溶解度增长速率与温度呈抛物线型。合金固溶处理后采用水淬冷却, 但原始态合金挤压出口温度已达到 585 °C, 其 Mg_2Si 溶解度远大于 460 °C 固溶处理态合金, 因此低温重新固溶过程中发生了 Mg_2Si 相的脱溶, 经人工时效处理后基体内过渡强化相较少而平衡相较多, 使得其强度较低。而当温度升高至 535 °C 时, 由于 Mg_2Si 在基体中的溶解度增大, 随后人工时效过程中所形成的过渡强化相增多, 合金强度迅速上升到与原始状态保持一致的水平。因此, 可以确定在 535 °C 左右 Al-0.9Mg-0.6Si-0.1Cu 合金中的 Mg_2Si 基本完全溶解。随着固溶温度进一步升高至 580 °C, 强度提高缓慢并保持稳定, 这可能是合金中残余的 $Al_{1.9}CuMg_{4.1}Si_{3.3}$ 、 $Al_{0.56}Mg_{0.44}$ 、 Mg_2Si 等可溶相继续溶解导致的^[24]。

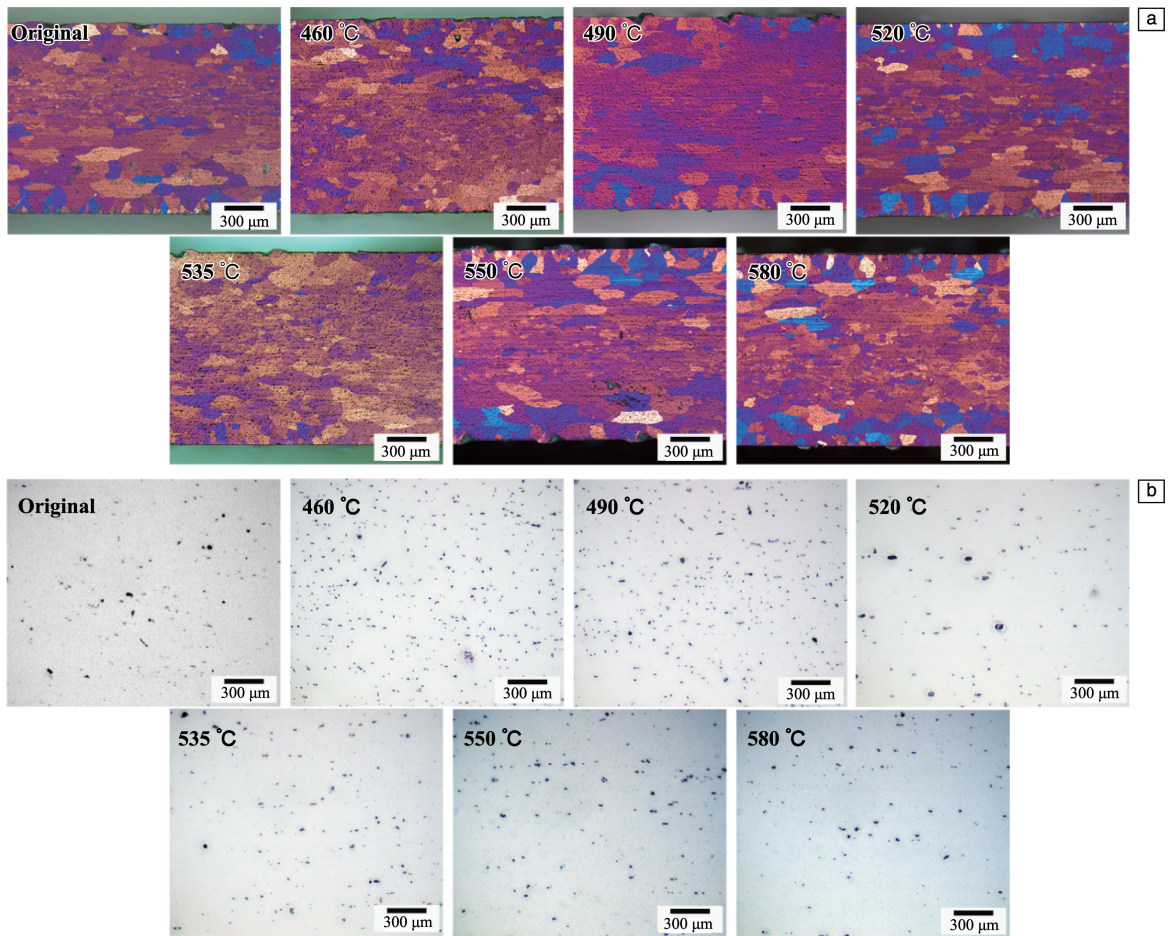


图 9 合金在不同温度下保温 70 min 固溶处理及 220 °C 人工时效 2 h 后光学显微组织形貌：(a) 偏光组织，(b) 金相组织

Fig. 9 Optical microstructure of alloys in solid solution treated at different temperatures for 70 min and artificial aging in 220 °C for 2 h: (a) polarization microstructure, (b) metallographic structure

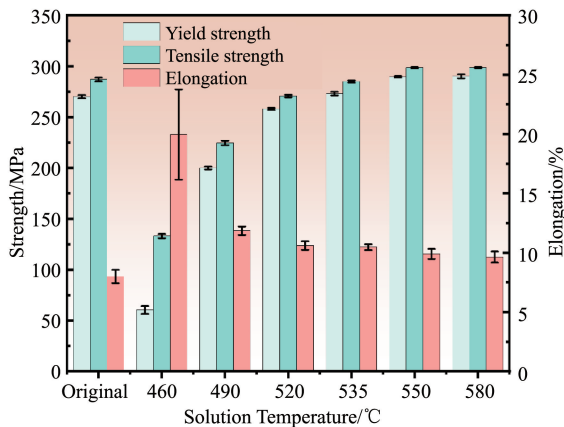


图 10 合金在不同温度下保温 70 min 及 220 °C 人工时效 2 h 后的拉伸性能

Fig. 10 Tensile properties of alloys in solid solution treated at different temperatures for 70 min and artificial aging in 220 °C for 2 h

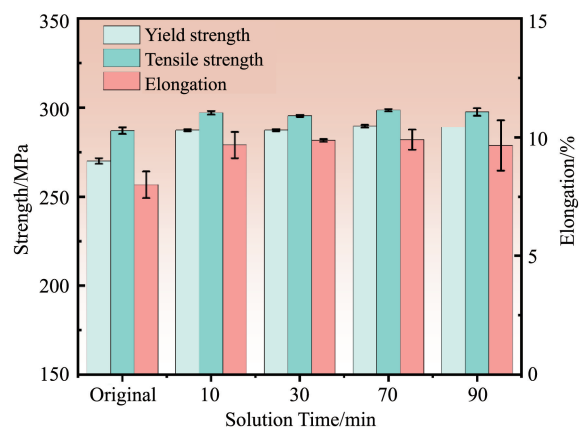


图 11 合金在 550 °C 温度下保温不同时间固溶处理及 220 °C 人工时效 2 h 后拉伸性能

Fig. 11 Tensile properties of alloys in solid solution treated at 550 °C for different time and artificial aging at 220 °C for 2 h

图 11 为挤压型材经固溶及人工时效处理后的拉伸性能测试结果。原始样品时效强度低于重新固溶时效样品，这可能是因为原始样品在时效处理前的样品加工阶段发

生了自然时效，后续人工时效阶段原始样品具有更少的过渡强化相，而重新固溶样品则是水淬后立即时效。延长合金的固溶保温时间，合金强度也未出现明显变化，表

明在 550 °C、10 min 固溶处理条件下挤压型材内部可溶相已充分溶解, 此状态下时效处理可发挥其最大强化潜能。合金因挤压速度导致的在线固溶保温时间的差异对挤出型材性能的影响不大。综上所述, 在调控合金挤压工艺过程中控制其出口温度为 550 °C 以上即可保证合金充分固溶。

4 结 论

(1) Al-0.9Mg-0.6Si-0.1Cu 合金挤压型材表面晶粒的异常长大是因挤压过程中表层较大的剪切变形引发的动态再结晶造成的, 合金表层具有 R-Goss $\{110\} \langle 100 \rangle$ 剪切结构。

(2) Al-0.9Mg-0.6Si-0.1Cu 合金挤压型材中心位置 $\langle 100 \rangle // ED$ 取向晶粒的异常长大是由心部优先生长的无应变 Cube $\{100\} \langle 100 \rangle$ 再结晶晶粒与周围 γ -纤维 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 变形晶粒之间较大的取向差和应变梯度引起的。

(3) 可通过低温低速挤压及提高合金细小沉淀相密度降低晶界迁移速率, 从而抑制晶粒的异常长大。

(4) Al-0.9Mg-0.6Si-0.1Cu 合金挤压型材随挤压温度和速度的升高, 合金强度逐渐上升。这与高在线固溶温度会使合金中的可溶相更多地溶入基体而产生更高的固溶强化效应有关。调控型材出口温度至 550 °C 以上可使合金获得优异的固溶强化效果。

参考文献 References

- [1] PARSON N, FOURMANN J, BELAND J. Aluminum Extrusions for Automotive Crash Applications[R]. Warrendale: SAE Technical Paper, 2017.
- [2] HIRSCH J. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2014, 24(7): 1995-2002.
- [3] WANG M, YANG G, HUANG C, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2014, 24(7): 2168-2173.
- [4] CASTANY P, DILOGENT F, ROSSOLL A, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 559: 558-565.
- [5] BIROL Y, GOKCIL E, GUVENC M A, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 674: 25-32.
- [6] JIANG G D, CAI Y H, QIU C, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2021, 12: 1126-1142.
- [7] WU T, DING X F, SUN J, *et al.* Advanced Materials Research[J], 2013, 652: 1035-1042.
- [8] ZHAO H, SUN L, ZHAO G, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2023, 157: 42-59.
- [9] GOIK P, SCHIFFL A, HÖPPEL H W. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2023, 54(10): 3940-3956.
- [10] LI Z, ZHANG Z, ZHOU G, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 814: 141199.
- [11] JIN D, LI H, YANG C, *et al.* JOM[J], 2023, 75(11): 4845-4857.
- [12] GUPTA A K, LLOYD D J, COURT S A. Materials Science and Engineering: A[J], 2001, 316(1/2): 11-17.
- [13] LIU H, ZHAO G, LIU C, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2006, 16(2): 376-381.
- [14] JIN D, LI H, YANG C, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering [J], 2025, 54(2): 327-336.
- [15] SUN Y, BAI X, KLENOSKY D, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2019, 28(8): 5156-5164.
- [16] GEERTRUYDEN W, MISIOLEK W Z. Thermal Cycle Simulation of 6xxx Aluminum Alloy Extrusion[C]// Proceedings of the 7th International Aluminum Extrusion Technology Seminar II. Chicago: Senventh International Aluminum Extrusion Technology Seminar, 2000, 50: 16-19.
- [17] WANG X, HUANG Z, CAI B, *et al.* Acta Materialia[J], 2019, 168: 287-298.
- [18] TANG J, CHEN L, LI Z, *et al.* Corrosion Science [J], 2021, 180: 109201.
- [19] JIN S, KANG B, KONG T, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2021, 853: 157390.
- [20] SUN Y, FUJII H. Materials Science and Engineering: A[J], 2017, 694: 81-92.
- [21] CROTEAU J R, GRIFFITHS S, ROSSELL M D, *et al.* Acta Materialia[J], 2018, 153: 35-44.
- [22] XU X, MA X, ZHAO G, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 867: 159043.
- [23] FEUFEL H, GÖDECKE T, LUKAS H L, *et al.* Journal of Alloys and compounds[J], 1997, 247(1/2): 31-42.
- [24] LI Y, AN X X, WANG Z D, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2015, 36(S1): 144-151.