

2196铝锂合金热变形与挤压型材晶粒控制研究

李 响^{1,2}, 李红英¹, 田宇兴², 曹海龙^{1,2}, 牛关梅², 王 燕³, 饶 茂³, 韩加强²,
刘 成², 郑子樵¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,湖南 长沙 410083)

(2. 中铝材料应用研究院有限公司,北京 102209)

(3. 西南铝业(集团)有限责任公司,重庆 401326)

摘要: 研究了2196铝锂合金热压缩变形流变行为和晶粒组织演变规律,基于挤压模拟与型材工程化试制,实现了典型“工”字薄壁型材晶粒组织调控。结果表明,合金在较宽的变形参数范围内具有良好的热塑性变形能力,动态回复是晶粒组织演变的主要机制;在较低温度(350、400℃)和较高应变速率(10 s^{-1})耦合条件下,应变集中导致少量的局部动态再结晶。挤压过程中大应变促进了再结晶形成,型材截面上变形条件差异导致了晶粒组织不均匀性。结合装备条件提出,当挤压温度为430℃及截面应变速率为 $0.005\sim0.95\text{ s}^{-1}$ 时,能够获得相对均匀的晶粒组织,且保持了较低的再结晶程度和丰富的亚晶结构,为实现型材强韧性匹配提供了研究基础。

关键词: 2196铝锂合金; 热变形; 挤压型材; 动态回复; 挤压模拟

中图法分类号: TG166.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)10-2525-08

1 引言

第3代铝锂合金具有低密度、高比强度、高比刚度、良好的损伤容限和耐腐蚀等诸多优良性能,广泛应用于航空航天装备^[1-4]。2196铝锂合金是加拿大铝业于2000年在美国铝业协会注册的第3代铝锂合金,主要以挤压型材的形式应用于空客、波音系列飞机。我国C919商用大飞机的地板梁、桁架、支柱和座椅导轨等也选用了该合金。大量研究表明^[5-9],除了析出相对性能的影响外,铝合金挤压型材的晶粒特征对其综合性能影响很大,控制再结晶在较低程度、细小且均匀的晶粒组织是普遍追求的目标。然而,铝合金型材截面复杂,金属流动差异导致截面上不同位置的应变、温度等实际变形条件存在明显不同,如何在整个型材截面获得细晶组织,同时又保证不同位置的晶粒达到相对均匀,是铝合金挤压领域的技术难题。为了获得上述组织控制目标,需要基于合金热塑性变形晶粒演变规律来探索合理的热加工工艺。

变形温度、变形速度和变形量等参数决定了金属流变行为和晶粒组织的演变。一方面通过高温塑性流变行为和热加工图来间接反映合金的晶粒演变规律^[10-11];另一方面,通过观察位错、小角度晶界等微观结构直接探究晶粒演变机制^[12-13]。结合两方面的研究可以为工程化制备过程中调控晶粒组织提供工艺指导。前期研究表明^[14-15],具有低层错

能的金属材料在热变形过程中倾向于发生动态再结晶,新的无畸变再结晶晶粒形核,通过不断吞噬高密度位错区域逐渐长大,典型组织特征是晶界形成连续的“项链状”完全再结晶^[16]。铝锂合金具有较高层错能,位错的交滑移和攀移导致的动态回复是组织演变的主要机制^[17]。Chen等^[18]和Cao等^[19]对2196铝锂合金进行了热压缩变形研究,均提出晶粒组织的演变机制主要为动态回复,但在特定的温度和应变速率耦合条件下,能够发生少量的再结晶。需要指出的是,以上实验研究的变形条件与实际挤压型材存在很大差异,主要在于挤压型材变形过程中的应变程度远大于热压缩过程的最大应变,而薄壁型材的实际应变更高,这导致了实验室基础研究很难为工业挤压型材的晶粒组织调控提供直接的工艺原型。

本研究通过热压缩变形研究2196铝锂合金晶粒组织演变基本规律,结合挤压模拟和型材工程化试制,建立“工”字型材截面不同位置的物理场和晶粒组织的对应关系,探索晶粒组织均匀性控制的基本工艺,为型材工程化制备提供理论依据及工艺参考。

2 实验

实验材料为工业制备的2196铝锂合金铸锭,化学成分如表1所示。在铸锭上切取尺寸为 $\Phi10\text{ mm}\times15\text{ mm}$ 的

收稿日期:2024-10-10

基金项目:国家自然科学基金(U2141215)

作者简介:李 响,男,1972年生,高级工程师,中南大学材料科学与工程学院,湖南 长沙 410083,E-mail: lixiang@alcswa.com

表1 2196 铝锂合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 2196 Al-Li alloy (wt%)

Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Al
2.9	1.7	0.5	0.4	0.1	Bal.

圆柱体试样,采用Gleeb 3800热模拟试验机对圆柱试样进行轴向压缩变形,图1a所示为热压缩实验流程示意图。压缩变形前将试样以5 °C/s的速度升温至变形温度(350、400、430、460、490和520 °C),保温3 min后进行热压缩,应变速率为0.001、0.01、0.1、1、5和10 s⁻¹,变形量为65%,试样热压缩变形后立即水冷。

将均匀化处理后的铸锭在2500 t挤压机上进行挤压试验,坯料温度为400、430、460 °C,根据挤压模拟和装备能力设定挤压速度为0.6 mm/s,型材为典型的“工”字型截面,壁厚1.8 mm,挤出型材实物如图1b所示。为了能够将热压缩试验与挤压型材截面的变形条件联系起来,采用Qform对型材挤压过程进行模拟,分析型材截面的温度场、应变场及应变速率分布。

对热压缩后的试样和挤压型材进行组织观察。试样经过机械抛光及侵蚀后,采用Leica DFC295光学显微镜观察金相组织,所用侵蚀液为混合酸,体积配比为H₂SO₄:H₃PO₄:H₂O=2:2:1。机械抛光后的试样经电解抛光后获得电子背散射(EBSD)扫描试样,电解抛光所用溶液体积配比为HClO₄:C₂H₅OH=1:9,电解电压30 V,抛光时间10 s,采用TESCAN MIRA4 LMH扫描电镜获得晶粒组织的EBSD像,通过Channel 5软件进行数据分析。采用JEM-F200透射电镜观察合金中的弥散相,圆

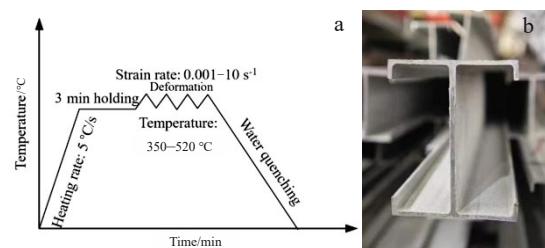


图1 热压缩实验流程图和挤压型材实物

Fig.1 Sketch map of hot compression test process (a) and extruded profile (b)

片状样品打磨至50 μm厚后,通过双喷仪减薄,双喷液体积配比为NHO₃:CH₄O=1:3。

3 结果与分析

3.1 流变行为

图2为热压缩实验的真应力-真应变曲线。在相同的变形温度下,流变应力随着应变速率的增大而增大;在相同的应变速率条件下,流变应力随着温度的升高而降低。350 °C变形时,较高应变速率10和5 s⁻¹的流变应力随着应变增大而持续降低,从峰值到变形结束的应力值分别降低了40和30 MPa;400 °C变形时降低约25 MPa;460和520 °C变形时流变应力降低不明显。

可以看出,合金在低温和高应变速率耦合条件下表现为流变软化,随着变形温度升高和(或)应变速率降低,趋向于稳态流变。在特定变形条件下的流变软化可以通过变形热和组织演化两个方面来解释。图3所示为在不

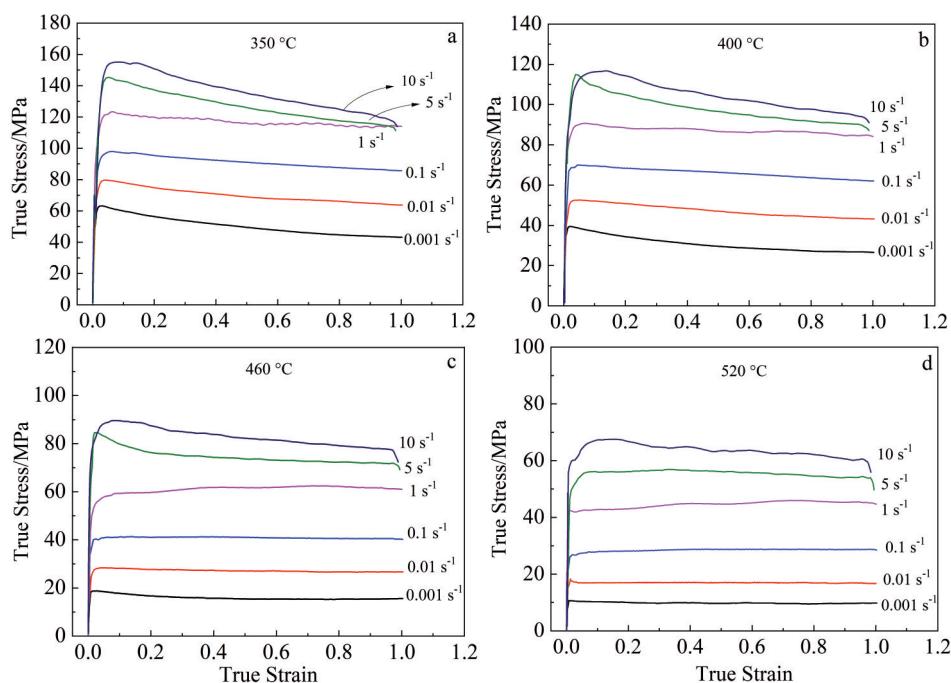


图2 热压缩变形真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of the alloy under hot compression deformation: (a) 350 °C, (b) 400 °C, (c) 460 °C, and (d) 520 °C

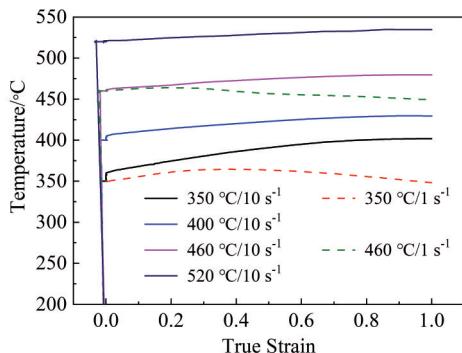


图3 热压缩变形过程中试样的实时温度

Fig.3 Real-time temperature of samples during hot compression deformation

同应变速率变形过程中试样的实时温度,当应变速率为 10 s^{-1} 时,350、400、460和520 °C对应的变形温升分别为50、30、20和10 °C;当应变速率为 1 s^{-1} 时,350和460 °C的实际变形温度与设定温度基本保持一致。为了反映变形过程中试样的实时温度与流变应力的相关性,将400 °C/ 10 s^{-1} 变形时的实时温度与流变应力分别对应求导,获得温升速率和软化速率,见图4。随着应变增大,温升速率和软化速率同时减小,且呈现明显的正相关性,反映出了高应变速率条件下的变形温升是导致流变软化的主要因素。

3.2 晶粒结构演变

图5所示为热压缩变形后的金相组织。在350 °C/ 10 s^{-1} 条件下形成明显的带状流线,是集中应变和不均匀

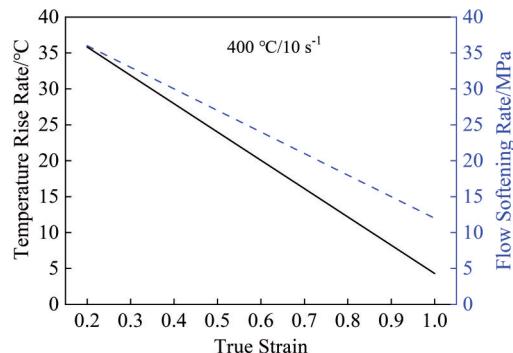


图4 热压缩变形温升速率与流变软化

Fig.4 Temperature rise rate and flow softening rate during hot compression deformation at 400 °C and strain rate of 10 s^{-1}

变形的典型特征,如图5a箭头所示;应变速率降低到 0.01 s^{-1} 时,应变集中减小,但依然有金属流线特征,如图5b所示。在520 °C/ 10 s^{-1} 和 0.01 s^{-1} 变形条件下均未观察到应变集中导致的带状流线,仅显现了变形晶粒形貌,如图5c和5d所示。

图6所示为不同热变形条件下的EBSD像,其中黑色和白色线条分别表示大角度晶界($>15^\circ$)和小角度晶界($\leq 15^\circ$)。如图6a和6b所示,350 °C/ 0.01 s^{-1} 变形使得晶粒产生明显的小角度晶界;10 s $^{-1}$ 变形组织的某些区域出现稠密的大角度晶界,呈现局部再结晶特征。如图6c和6d所示,400 °C/ 0.01 s^{-1} 变形仍然以形成小角度晶界为主,10 s $^{-1}$ 的变形组织中同样形成局部再结晶,但其程度小于350 °C/ 10 s^{-1} 的变形组织。如图6e和6f所示,温度升高到

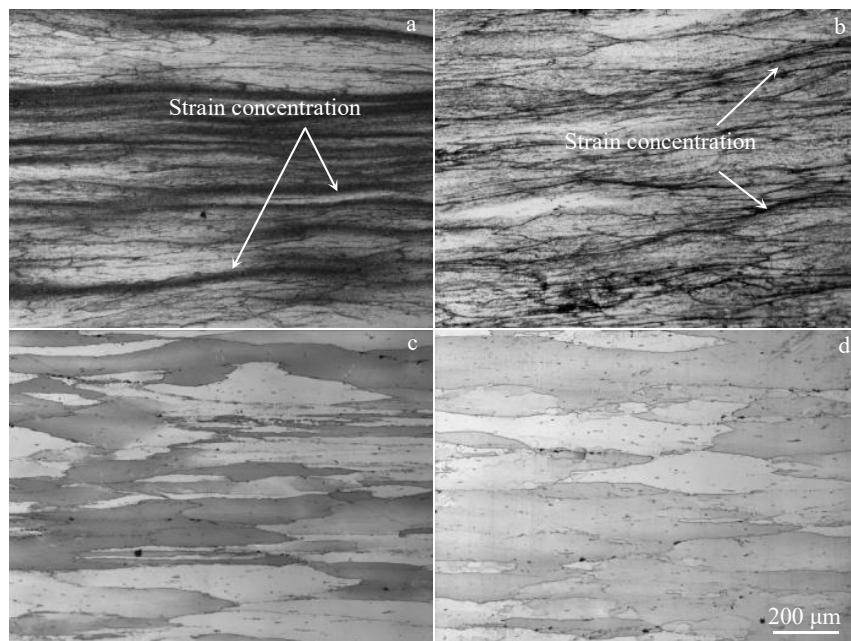


图5 热压缩变形合金的金相组织

Fig.5 Optical microstructures of the alloy compression deformed under different conditions: (a) 350 °C/ 10 s^{-1} , (b) 350 °C/ 0.01 s^{-1} , (c) 520 °C/ 10 s^{-1} , and (d) 520 °C/ 0.01 s^{-1}

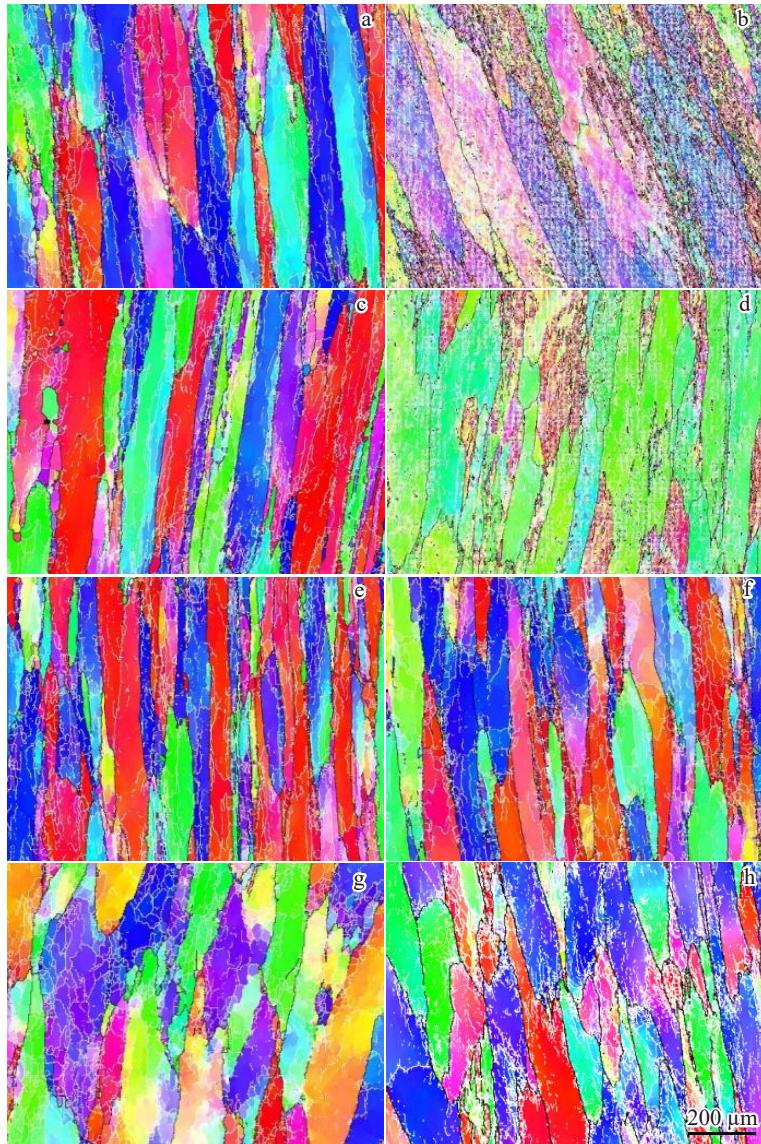


图 6 热压缩变形合金的晶粒组织 EBSD 像

Fig.6 EBSD images of the alloy compression deformed under different conditions: (a) 350 °C/0.01 s⁻¹, (b) 350 °C/10 s⁻¹, (c) 400 °C/0.01 s⁻¹, (d) 400 °C/10 s⁻¹, (e) 460 °C/0.01 s⁻¹, (f) 460 °C/10 s⁻¹, (g) 520 °C/0.01 s⁻¹, and (h) 520 °C/10 s⁻¹

460 °C, 0.01 和 10 s⁻¹ 的变形组织差异不大, 且在 10 s⁻¹ 的变形组织中未观察到局部再结晶。如图 6g 和 6h 所示, 在更高温度 520 °C 变形时, 0.01 s⁻¹ 变形产生明显的亚晶多边化, 小角度晶界演变为完整亚晶粒; 10 s⁻¹ 的变形组织中未形成完整的亚晶结构。

为了更准确的描述变形参数对晶粒组织的影响, 采用晶界密度来定量表征热变形之后的晶界结构特征。晶界密度定义为实际单位面积内的晶界总长度, 该值通过 EBSD 图像中的像素点数量和扫描步长的乘积与扫描照片实际面积之比求得。变形参数发生改变, 小角度晶界密度(N_{LABs})和高角度晶界密度(N_{HABs})随之发生改变。当微观组织发生再结晶, 高角度晶界数量增大, 对应着 N_{HABs} 增大; 当晶粒组织为变形态组织时, 晶内含有大量

的小角度晶界, 对应着 N_{LABs} 增大。因此, N_{LABs} 和 N_{HABs} 反映了晶粒组织的演变机制。

如图 7a 所示, 在 350~520 °C 变形温度范围内, 低应变速率 0.01 s⁻¹ 压缩变形获得的 N_{LABs} 和 N_{HABs} 均变化不大。如图 7b 所示, 在高应变速率 10 s⁻¹ 条件下, 350 和 400 °C 变形组织对应较高 N_{LABs} 和 N_{HABs} 值, 反映了丰富的小角度晶界和局部再结晶。随着变形温度升高到 460 °C 和 520 °C, N_{LABs} 和 N_{HABs} 均降低到低应变速率变形组织的水平。可以看出, 在较宽的热压缩变形参数范围内, 2196 铝锂合金的组织演变以形成大量的小角度晶界为主, 表现为动态回复; 在较低温度 350~400 °C 和高应变速率 10 s⁻¹ 条件下, 应变集中使得局部区域的小角度晶界向着高角度晶界转变, 表现为少量的动态再结晶。

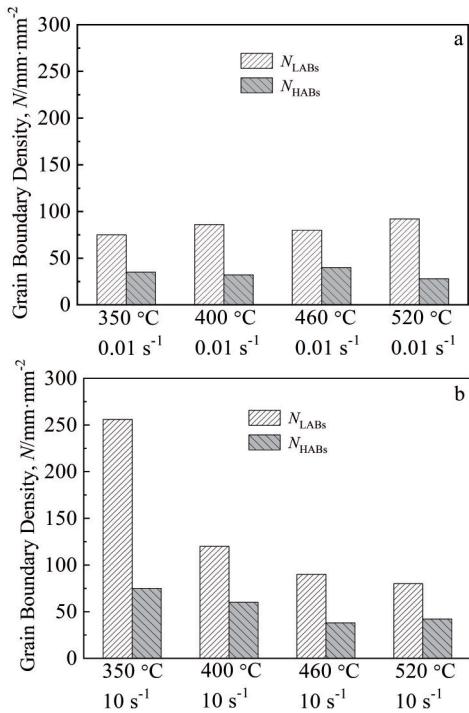


图7 热压缩变形合金组织的小角度晶界密度和高角度晶界密度

Fig.7 N_{LABs} and N_{HABs} of the alloy deformed under different conditions: (a) 0.01 s^{-1} and (b) 10 s^{-1}

3.3 塑性失稳与能量耗散

基于动态材料模型^[20-21]建立合金的热变形失稳图及功率耗散图。绝大部分金属材料在常规热塑性变形条件下处于粘塑性流变状态,其应变速率敏感值 m 在0~1之间,即 $0 < m < 1$ 。采用由 m 值表达的功率耗散效率因子 η ,来反映某一变形参数条件下微观组织变化所耗散的能量,如式(1)所示:

$$\eta = 2m/(m + 1) \quad (1)$$

根据Prasad等人^[20]提出的稳定塑性流变的失稳判据来反映材料在变形过程中是否失稳,如式(2)所示:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \lg[m/(m + 1)]}{\partial \lg(\dot{\varepsilon})} + m < 0 \quad (2)$$

即当 $\xi < 0$ 时,材料发生热塑性流变失稳。一般而言,失稳区间随着塑性应变的增大而扩大,本研究对较大应变0.9时的流变应力求得 m 、 η 和 ξ ,建立热变形失稳图和功率耗散图。

图8a所示为热塑性变形失稳图,在设定的变性参数范围内($350\sim520 \text{ }^{\circ}\text{C}/0.001\sim10 \text{ s}^{-1}$),没有发生塑性失稳,表明合金在较宽的变形参数范围内具有良好的热加工性能,仅在较低温度($350\sim400 \text{ }^{\circ}\text{C}$)和较高应变速率(10 s^{-1})条件下 ξ 值接近0,趋近于失稳状态,对应着较低温度和较高应变速率耦合条件下的应变集中。图8b所示为功率耗散图,在较低温度和较高应变速率条件下(左上角蓝色区域), η 值较小,反映了微观组织演变所耗散的能量

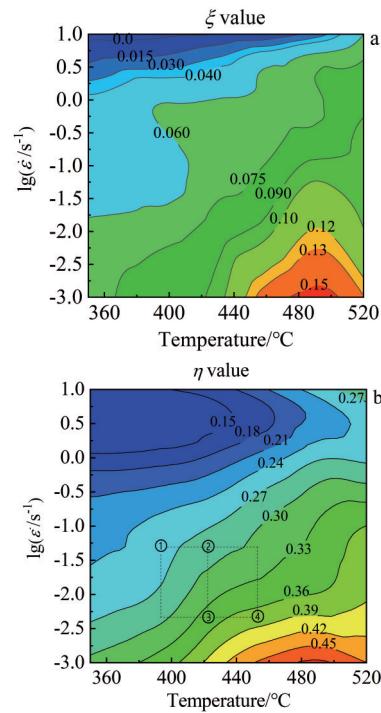


图8 热变形失稳图和功率耗散图

Fig.8 Contour maps of flow instability (a) and power dissipation (b)

较小,在此条件下形成大量的亚晶结构,以及由亚晶演变为局部少量的再结晶。随着变形温度升高和应变速率降低(右下角红色区域), η 值逐渐增大,微观组织演变所消耗的能量增大,对应着动态回复程度逐渐增强。在中等温度和中等应变速率条件下(中间绿色区域), η 值处于中等水平,避免了局部再结晶和亚晶多边化,形成稠密亚晶结构的变形组织。

3.4 挤压型材工程化试制

基于塑性失稳理论,合金在较高温度和较低应变速率耦合条件下具有更好的热加工性能;根据组织演变和功率耗散,在 $350\sim400 \text{ }^{\circ}\text{C}/10 \text{ s}^{-1}$ 变形条件下发生局部区域再结晶。为了2196铝锂合金挤压型材晶粒组织均匀性控制,应尽可能避免局部再结晶,同时需要足够的亚晶结构利于型材强韧性,避免热变形过程亚晶结构多边化。满足以上组织控制的变形参数理论范围为:变形温度 $400\sim460 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 及应变速率 $0.001\sim0.1 \text{ s}^{-1}$ 。

为了将热加工图中的参数范围与型材截面上的实际变形条件建立对应关系,采用Qform软件对典型“工”字型材进行挤压模拟。图9所示为 $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 挤压条件下型材截面上的温度场、应变场和应变速率分布。图9a显示整个截面上的温度范围在 $430\sim440 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 之间,不同位置的温度相对均匀;图9b显示金属与挤压筒及模具的摩擦造成型材表层极大应变(约12%~36%),而型材内部应变分布相对均匀(约2%~6%),但其值远大于压缩变形的最大应变。图9c表明型材形状决定了截面上的应变速率存在

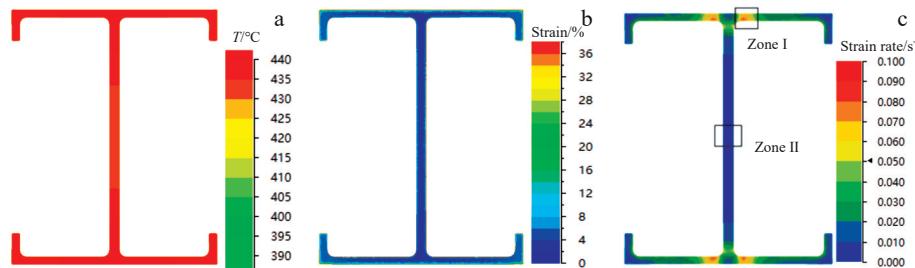


图9 型材截面温度场、应变场和应变速率分布

Fig.9 Temperature field (a), strain field (b), and strain rate distribution (c) on profile section simulated by Qform

差异,I区应变速率最大(约 0.095 s^{-1}),II区应变速率最小(约 0.005 s^{-1})。表2列出了I区和II区的实际变形条件与功率耗散图的对应关系。

在工程化条件下开展“工”字型材挤压试验,挤压温度为400、430和460 °C。图10所示为型材截面上I区和II区的晶粒组织EBSD像,其中红线和黑线分别表示小角度晶界($\theta \leq 15^\circ$)和大角度晶界($\theta > 15^\circ$)。可以看出,晶粒组织均为细密的带状组织,但存在明显差异。型材I区, $400\text{ }^\circ\text{C}/0.095\text{ s}^{-1}$ 的变形组织含有高密度的小角度晶界,局部区域的小尺寸再结晶沿挤压方向排布,晶粒组织不均匀;温度升高到 $430\text{ }^\circ\text{C}$,小角度晶界的密度略有降低,小尺寸再结晶明显减少,晶粒组织相对均匀。型材II区, $430\text{ }^\circ\text{C}/0.005\text{ s}^{-1}$ 的变形组织中小角度晶界密度进一步降低,再结晶略有粗化;温度升高到 $460\text{ }^\circ\text{C}$,小角度晶界密度明显降低,再结晶晶粒明显长大。

图11所示为根据EBSD像提取的挤压型材晶界密度和再结晶面积占比。随着变形温度的升高, N_{LABs} 和 N_{HABs} 均减小,再结晶面积占比增大。比较4个变形条件下形成的再结晶面积占比和晶界密度, $430\text{ }^\circ\text{C}/0.005\sim 0.95\text{ s}^{-1}$

表2 挤压型材截面上的变形条件与功率耗散图的对应关系

Table 2 Correspondence relationship between deformation conditions on profile section and power dissipation map (Fig.8b)

Zone	Deformation condition	Position in power dissipation map
I	$400\text{ }^\circ\text{C}/0.095\text{ s}^{-1}$	①
	$430\text{ }^\circ\text{C}/0.095\text{ s}^{-1}$	②
II	$430\text{ }^\circ\text{C}/0.005\text{ s}^{-1}$	③
	$460\text{ }^\circ\text{C}/0.005\text{ s}^{-1}$	④

变形能够获得在整个型材截面上相对细小均匀的晶粒组织,同时具有较低的再结晶程度和较高密度的亚晶结构。

4 讨论

对于2196铝锂合金晶粒演变的研究已有公开报道^[18-19],但均未与实际工业生产条件结合起来。本文以流变行为和组织演变规律研究为基础,结合挤压模拟和工程化挤压试制,讨论2196铝锂合金的热变形特性及型材晶粒控制工艺。

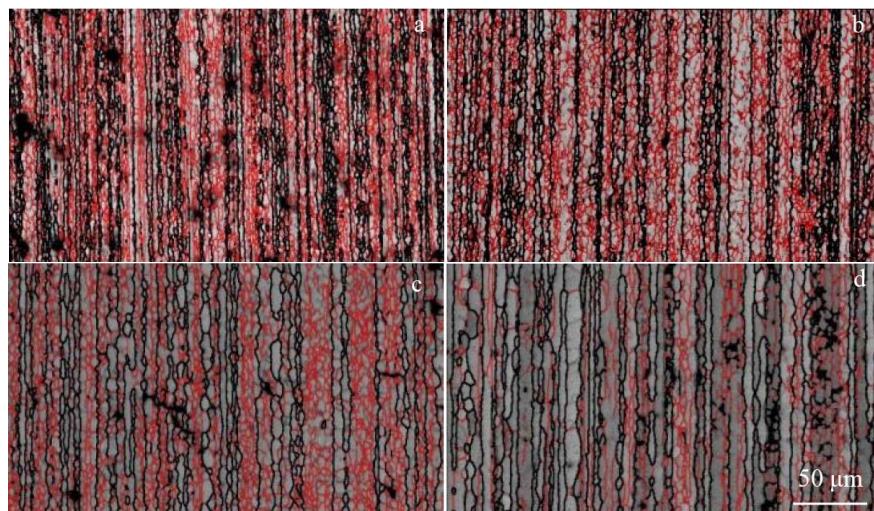


图10 挤压型材晶粒组织EBSD像

Fig.10 EBSD images of the profile extruded under different conditions: (a) $400\text{ }^\circ\text{C}/0.095\text{ s}^{-1}$, (b) $430\text{ }^\circ\text{C}/0.095\text{ s}^{-1}$, (c) $430\text{ }^\circ\text{C}/0.005\text{ s}^{-1}$, and (d) $460\text{ }^\circ\text{C}/0.005\text{ s}^{-1}$

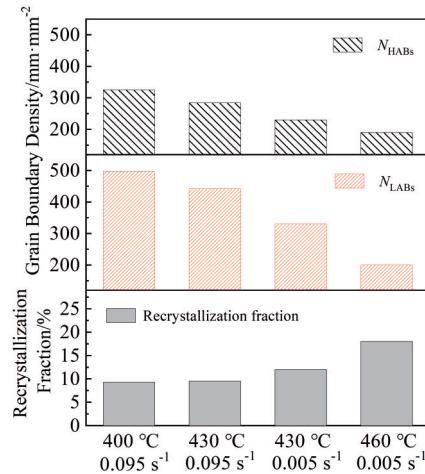


图11 不同变形条件的型材晶界密度和再结晶占比

Fig.11 Grain boundary density and recrystallization fraction of profile extruded under different deformation conditions

2196铝锂合金的应力-应变曲线反映了两种流变行为,在高应变速率(10 s^{-1} 、 5 s^{-1})条件下动态软化,在低应变速率($1\sim0.001\text{ s}^{-1}$)条件下稳态流变。从动态材料模型角度出发,塑性变形输入变形体的总能量,大部分以变形热的形式耗散,剩余部分通过微观组织演变耗散。本研究表明,低温高应变速率的变形温升是导致流变软化的主要因素(图3和图4),而温升效应来源于集中应变导致的晶粒组织的剧烈变形(图5),此时晶粒组织呈现出大量的小角度晶界和少量局域化的细小再结晶(图6),主要机制是小角度晶界通过位错累积连续转变为高角度晶界^[12-13]。因此,合金在 $350\sim520\text{ }^{\circ}\text{C}/0.001\sim10\text{ s}^{-1}$ 较宽范围热压缩过程中的晶粒组织演变机制主要为动态回复,形成含有较高密度小角度晶界的变形组织,也表明2196铝锂合金具有良好的热加工成形性能。

Murr^[14]早期提出了再结晶与层错能的定性关系,认为高层错能的金属在变形过程中难以产生稳态层错,如铝合金等,位错更容易发生交滑移和攀移,使得合金表现为动态回复,这一观点被很多研究者用来解释不同金属材料的再结晶机理。另一方面,2196铝锂合金中含有微量Zr元素,在铸锭均匀化退火过程中形成类似于其它铝锂合金中的Al₃Zr弥散相^[22]。Zhang等^[23]和Guo等^[24]在2195铝锂合金中描述了弥散分布的Al₃Zr粒子阻碍热变形过程中的位错运动,并给出了微观机制示意图。2196铝锂合金中形成的弥散相同样发挥了抑制再结晶的作用。图12所示为2196铝锂合金中观察到的Al₃Zr弥散相,直径约为25 nm,数密度约为50个/ μm^2 。Al₃Zr弥散相在热加工过程中保持尺寸稳定,通过阻碍晶界迁移抑制了再结晶的形成。与此同时,可动位错在Al₃Zr粒子前受阻,导致更多的位错在Al₃Zr粒子前塞积而形成位错胞状结构及小角度晶界,促进了动态回复。值得指出的是,在挤压变形等更大的应变条件下,小角度晶界继而演化为高角度晶界,形成不连续动态再结晶。从这一观点

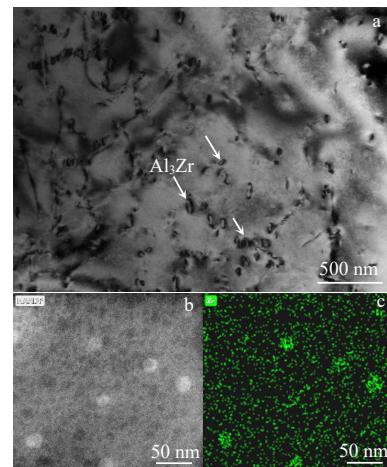
图12 2196铝锂合金中观察到的Al₃Zr弥散相

Fig.12 Al₃Zr dispersed particle observed in 2196 Al-Li alloy: (a) TEM image, (b) HAADF image, and (c) EDS mapping of Zr

来看,应变大小对于具有高层错能的铝锂合金变形过程中形成再结晶有很大影响。本研究中,挤压型材截面上真应变值约为2~6(图9),远大于热压缩试样的最大应变,导致了工业挤压型材中形成了较高程度的再结晶,其面积占比达到10%~20%(图11)。

型材截面形状决定了金属流动,应变和应变速率的不均匀分布是其固有特点,这导致了截面上组织的不均匀性。针对2196铝锂合金“工”字型材,本研究提出挤压温度控制为430 °C,截面应变速率为0.005~0.95 s⁻¹时,能够获得整个截面相对均匀的晶粒组织,且保持了较低的再结晶程度和丰富的亚晶结构,有利于型材强韧性提升。需要指出的是,挤压型材截面的组织均匀性控制是多参数耦合与协同的复杂过程,对于不同截面的型材需要具体分析最适宜的加工工艺。本研究将2196铝锂合金的热变形规律与挤压型材工程化验证相结合,为其它合金及类似型材的研制提供了参考。

5 结 论

1) 2196铝锂合金的应力-应变曲线反映了两种流变行为,高应变速率(10 s^{-1} 、 5 s^{-1})条件下的动态软化和低应变速率($0.001\sim1\text{ s}^{-1}$)条件下的稳态流变,高应变速率变形温升是导致流变软化的主要因素。

2) 在变形温度 $350\sim520\text{ }^{\circ}\text{C}$ 及应变速率 $0.001\sim10\text{ s}^{-1}$ 较宽的变形条件下,2196铝锂合金具有良好的热塑性变形能力,动态回复是晶粒组织的主要演变机制,较低温度和较高应变速率条件下的应变集中导致局部少量的动态再结晶。

3) 挤压过程中大应变促进了再结晶形成,型材截面上应变速率的不均匀分布导致了晶粒组织差异。工程化挤压试验表明,当挤压温度为430 °C及截面应变速率为0.005~0.95 s⁻¹时,能够获得相对均匀的晶粒组织,且保持了较低的再结晶程度和丰富的亚晶结构,为实现型材强

韧性匹配提供了组织基础。

4) 型材截面形状、应变大小、应变速率分布等均对型材晶粒组织特征产生复杂影响。本研究将 2196 铝锂合金的热变形基本规律与挤压型材工程化验证相结合, 对类似型材研制过程中晶粒组织控制具有参考意义。

参考文献 References

- [1] Zhang Xuesong, Chen Yongjun, Hu Junling. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2018, 97: 22
- [2] Yin Dengfeng(尹登峰), Zheng Ziqiao(郑子樵). *Materials Reports (材料导报)*[J], 2003, 17(2): 18
- [3] Rioja J R, Liu J. *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2012, 43(9): 3325
- [4] Xiong Baiqing(熊柏青), Yan Hongwei(闫宏伟), Zhang Yongan(张永安) et al. *Strategic Study of CAE(中国工程科学)*[J], 2023, 25(1): 88
- [5] Li Xiang, Li Hongying, Tang Haoqing et al. *Materials*[J], 2023, 16(23): 7492
- [6] Li Hongying(李红英), Wang Xiaoyu(王小雨), Yu Weichen(余玮琛). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2017, 27(11): 2187
- [7] Ke Bin(柯彬), Ye Lingying(叶凌英), Wang Pengyu(王鹏宇) et al. *Journal of Central South University, Science and Technology (中南大学学报, 自然科学版)*[J], 2023, 54(7): 2618
- [8] Chen Xiaoxue, Zhao Guoqun, Liu Guoliang et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 275: 116348
- [9] Yang Yongbiao, Chen Jing, Gao Luxin et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 897: 146258
- [10] Huang Xiaomin(黄晓敏), Guan Ben(管奔), Zang Yong(臧勇). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(12): 4745
- [11] Miao J S, Sutton S, Luo A A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 777: 139048
- [12] Zhu Ruihua, Liu Qing, Li Jinfeng et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 650(7): 75
- [13] Li Xu(李旭), Fan Xiangze(樊祥泽), Yang Qingbo(杨庆波) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2018, 28(10): 1980
- [14] Murr L. *Interfacial Phenomena in Metals and Alloys*[M]. Boston: Addison-Wesley Press, 1975
- [15] Tian Yuxing(田宇兴), Liu Cheng(刘成), Cao Hailong(曹海龙) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(11): 3764
- [16] Dudova N, Belyakov A, Sakai T et al. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(10): 3624
- [17] Richert M, Liu Q, Hansen N. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 260(1/2): 275
- [18] Chen Xiaoxue, Zhao Guoqun, Zhao Xingtong et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 59: 326
- [19] Cao Hailong, Tian Yuxing, Du Kang et al. *Journal of Physics Conference Series*[J], 2020, 1637(1): 012147
- [20] Prasad Y, Seshacharyulu T. *International Materials Reviews*[J], 1998, 43(6): 243
- [21] Montheillet F, Jonas J J, Neale K W. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27(1): 232
- [22] Tsivoulas D, Robson J D. *Acta Materialia*[J], 2015, 93: 73
- [23] Zhang Jingjing, Yi Youping, Huang Shiquan et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 804: 140650
- [24] Guo Youjie, Li Jinfeng, Lu Dingding et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 31: 2743

Thermal Deformation and Grain Control of Extruded Profile for 2196 Al-Li Alloy

Li Xiang^{1,2}, Li Hongying¹, Tian Yuxing², Cao Hailong^{1,2}, Niu Guanmei², Wang Yan³, Rao Mao³, Han Jiaqiang², Liu Cheng², Zheng Ziqiao¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Chinalco Materials Application Research Institute Co., Ltd, Beijing 102209, China)

(3. Southwest Aluminum (Group) Co., Ltd, Chongqing 401326, China)

Abstract: Flow behavior and grain structure evolution were studied for 2196 aluminum-lithium alloy during hot compression deformation. Based on extrusion simulation and profile trial production, grain structure control of typical I-shaped thin-walled profiles was achieved. The results show that the alloy exhibits excellent hot deformability in a relatively wide parameter range. The dominate mechanism of microstructure evolution is dynamic recovery, although some localized dynamic recrystallization is also observed. At lower temperatures (350, 400 °C) and higher strain rates (10 s⁻¹), strain concentration leads to a small amount of local dynamic recrystallization. Compared to experimental compression deformation, the larger strain of extrusion process promotes the formation of dynamic recrystallization. The differences of deformation conditions on profile section lead to non-homogeneous grain structure. Based on the equipment capability, relatively uniform microstructure be obtained under deformation conditions of 430 °C and strain rate of 0.005–0.95 s⁻¹ on profile section, while maintaining lower fraction of recrystallization and abundant sub-grain structure, which is benefit for the strength and toughness matching.

Key words: 2196 Al-Li alloy; hot deformation; extruded profile; dynamic recovery; extrusion simulation