基于 ALE 方法大挤压比 Al-Cu-Mg 合金等温挤压研究

高恩志，杨　兵，张洪宁，王继杰，王　杰，刘春忠
（沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院，辽宁 沈阳 110136）

摘　要：为了获得大挤压比 Al-Cu-Mg 合金高精度等温挤压件，有必要精确控制其均匀的挤压出口温度和变形组织。为此，基于任意拉格朗日-欧拉（ALE）方法，采用 ABAQUS 有限元软件对其等温挤压过程进行模拟。通过热压缩试验获得了 Al-Cu-Mg 合金在不同温度和应变速率下的真应力-真应变本构关系，建立了一个新的等温挤压过程多场耦合计算模型。通过该模型，研究了挤压速度、坯料温度、模具温度对出口温度的影响规律以及挤压产品温度场、应变速率场的分布特点；并通过开展 Al-Cu-Mg 合金铸棒等温挤压工艺实验验证了所模拟等温挤压工艺参数的准确性，并对变形材料进行了 EBSD 分析和力学性能测试。结果表明：0.5 mm/s 挤压速度可保持模孔温度基本恒定，其中坯料温度 450 ℃，挤压筒 430 ℃，以及模具温度为 400 ℃，挤压后试样的晶粒明显细化，择优排列形成平行于挤压方向的＜111＞丝织构，表现出优异的拉伸性能。

关键词：Al-Cu-Mg 合金；等温挤压；出口温度；任意拉格朗日-欧拉方法(ALE)；数值模拟
中图法分类号：TG146.21; TG376　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2021)11-4157-08

轻量化结构设计需求使得大型铝合金挤压型材在航空、航天等领域的需求日益增多，对型材表面质量、内部均匀性及性能提出了更高的要求[1,2]。在挤压过程中，预热后的坯料通过模具产生压缩以及剪切应力，由于塑性变形和摩擦产生的热量使出口温度发生变化，从而也会导致型材尺寸、微观结构及机械性能方面的缺陷。而等温挤压是一种限制及消除这些质量缺陷较理想的挤压方法[3-6]。

目前，等温挤压在工业中的应用是非常有限的，有很多技术挑战。挤压过程中伴随着复杂的塑性变形。长期以来人们通过采用简化、假设和利用实验、经验数据以及图解、模型等方法分析挤压成形问题。随着计算机技术的发展，有限元法已被证明是一种强有力的预测工具。建立合适的等温挤压计算模型，根据热量传递的情况，分析坯料变形过程中的温度场，模拟出模口处温度恒定的边界条件。目前，用于研究等温挤压过程的数值方法主要是更新的拉格朗日（Lagrangian）有限元方法，针对挤压过程此方法的最大缺点是计算时间过长，模拟效率很低，尤其是处理更加复杂断面型材或是大截面型材挤压过程时，必须要划分更多的网格来保持制品形状而使计算得以顺利进行，这样就会带来更长的计算时间，同时大量的网格重划分更加频繁，模拟精度会逐渐下降。任意拉格朗日-欧拉(Arbitrary Lagrangian-Eulerian，ALE)方法由 Noh[7]在研究有限差分法时提出，ALE 方法克服了 Lagrangian 方法常见的网格畸变问题，已被广泛用来研究固体材料的大变形问题、流固耦合问题等[8]。Chen 等人[9]通过基于 ALE 算法的数值模拟，揭示了 6063 铝合金空心薄壁型材多孔挤压过程中的材料流动行为。Sun 等人[10]利用 HyperXtrude 软件对复杂空心镁门框的挤压过程进行了数值模拟。Bastani 等人[11]基于 ALE 算法对铝挤压过程进行了瞬态模拟，研究了影响流动平衡和出口温度的工艺参数。Chen 等人[12]对大型空心型材挤压过程进行了有限元分析，获得了均匀的挤出型材速度和温度分布。李萍[13]等人采用 ALE 算法，基于 HyperXtrude 软件建立了挤压过程的三维有限元模型。定量分析了挤出型材在模具出口截面上的速度分布和压力分布。

Al-Cu-Mg 合金是一种性能优良的轻型结构材料，属于高强硬铝合金，广泛应用于航空航天领域，如机身框架、翼梁、蒙皮等结构件。随着实际应用要求的不断提高，对 Al-Cu-Mg 合金综合性能的要求也越来越苛刻。通过合适参数的大塑性变形可以得到具有高强度及良好

收稿日期：2021-03-28
基金项目：国家自然科学基金（51405312）；辽宁省科技厅重大专项（2019JH1/10100012）；辽宁省教育厅一般资助项目（JYT19064）
作者简介：高恩志，男，1979 年生，博士，副教授，沈阳航空航天大学材料科学与工程学院，辽宁 沈阳 110136，电话：024-89724198，E-mail: ezgao@sau.edu.cn

塑性的材料，这是细晶强化作用的结果。Zha 等人[14]对 Al-Mg 合金进行等通道挤压变形获得了高强度、高塑性的合金，合金的优异性能一方面来源于晶体结构，同时大塑性变形会使部分合金元素溶入基体，从而提高塑性。Xu 等人[15]对 Al-Cu-Mg 合金不同挤压比的试样进行了组织和性能分析，结果发现，合适的挤压比下具有较小的晶粒尺寸和更加细小的弥散析出相。从而获得了良好的综合性能。此外，有研究指出，合金中的细晶如果取向差不大，以小角度晶界为主，则合金不仅具有良好的强度，塑性往往也会比具有大角度晶界细晶组织的合金有所提高[16,17]。

由于 Al-Cu-Mg 合金的塑性流动性能比较差，特别是在挤压比较大的情况下，且易产生裂纹等缺陷，因此合理的加工工艺参数是获得产品综合性能的关键[18]。并且大挤压比等温变形过程计算模型鲜有报道。本研究正是基于 ALE 方法，建立 Al-Cu-Mg 合金等温挤压过程热力耦合计算模型，对挤压过程中的温度分布及挤压工艺参数对出口温度影响规律进行模拟，并将模拟结果用于实际工艺指导。

1　等温挤压多场耦合计算模型

1.1　几何模型及边界条件

基于 ABAQUS 有限元分析软件，对等温挤压过程进行数值建模。根据 ALE 方法的基本原理，建立的挤压过程几何模型包括坯料（billet）、挤压筒（container）及模具（die）。为解决较大挤压比下等温挤压过程由材料剧烈变形导致的网格畸变问题，将坯料应用 ALE 自适应网格技术来处理，设置材料流入（in flow）及流出（out flow）。ALE 方法集合了拉格朗日和欧拉方法的优越性，且允许材料能够独立于网格运动，能够解决较大挤压比时网格畸变问题。几何模型及边界条件如图 1 所示，坯料直径为 Φ247 mm，挤压比为 26.9。

1.2　材料模型

材料的本构关系方程对模拟结果的准确性影响很大，本工作在 MMS-200 热力模拟试验机上进行热压缩实验，将获得的材料真应力−真应变曲线作为材料本构模型。热压缩变形条件为：变形温度 300，350，400 和 450 ℃，变形速率 0.01，0.1，1 和 10 s^{-1}。模具材料为 H13 钢，其相关物理参数如表 1 所示[19,20]。

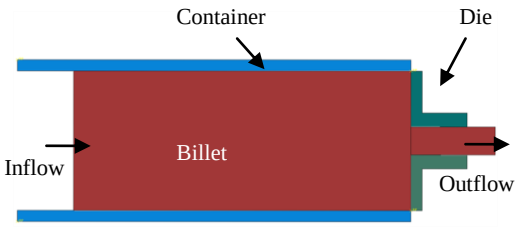

图 1　挤压过程几何模型

Fig.1　Geometry diagram of extrusion profile

1.3　热源模型

根据塑性成形产热理论，等温挤压热力耦合过程中，热量主要来自摩擦产热和塑性变形产热，本研究同时考虑这两部分产热。其满足热平衡微分方程：

$$\lambda\nabla^2 T + q = \rho c\frac{\partial T}{\partial t} \tag{1}$$

式中，q 是体热源；λ 是导热系数，W/(m ·K)；ρ 是密度，kg/m^3；c 是比热容，J/(kg ·K)；T 是温度，K；t 是时间，s。

坯料与挤压筒、模具间的摩擦产热可由下式计算：

$$q_f=\eta_1\tau\dot{\gamma} \tag{2}$$

式中，q_f 为面热流密度；η_1 为热效率，本研究取 0.9；$\dot{\gamma}$ 为滑移率；τ 为摩擦剪切应力，根据经典的 Coulomb 摩擦定律，可表示为

$$\tau=\mu p \tag{3}$$

式中：μ 为摩擦因数，本研究中取 0.8；p 为挤压模具作用在接触面的法向压强。

塑性变形产热是指工件与模具接触面附近剪切层内部的材料发生塑性变形所释放的热量，该部分热量可由下式计算：

$$q_{pl}=\eta_2\sigma\varepsilon'_{pl} \tag{4}$$

式中：q_{pl} 为体热流密度；η_2 为功热转化效率，本研究取 0.9；σ 为应力；ε'_{pl} 为塑性应变速率。

1.4　边界条件

挤压过程中，力边界条件约束挤压筒和模具的所有自由度。通过控制坯料入口流动速度以实现挤压运动。模拟采用的挤压工艺参数如下：挤压速度 v、坯料温度 T_b、挤压筒温度 T_c、模具温度 T_d。

热边界条件为坯料与挤压筒及模具之间的接触换热，其对工件内部的温度分布影响较大。本研究将坯料与工模具间的接触换热简化为对流换热，对流换热热流密度可由下式计算：

$$q=h(T_1-T_2) \tag{5}$$

式中：h 是界面换热系数，W/(m^2 ·K)；本研究换热系

表 1　Al-Cu-Mg 合金和 H13 钢的物理参数

Table 1　Physical parameters of Al-Cu-Mg alloy and H13 tool Steel[19,20]

Material	Young's modulus/ GPa	Poisson's ratio	Thermal conductivity/ W (m ·K)$^{-1}$	Specific heat/ J (kg ·K)$^{-1}$
Al-Cu-Mg	72.4	0.33	190	875
H13	210	0.3	28.4	460

数取常数 1000 W/(m^2·K) [21]。q 为界面热流，W/m^2；T_1 和 T_2 分别是两接触固体的表面温度，K。

2　等温挤压实验

挤压实验材料为 Φ247 mm × 720 mm 的 Al-Cu-Mg 铸铝合金棒。其化学成分如表 2 所示。对 Al-Cu-Mg 铸坯在 470 ℃下保温 8 h 进行均匀化处理。挤压实验模具的尺寸与数值建模一致，实验在 20 MN 挤压机上进行。为了验证模拟结果，基于上述对 Al-Cu-Mg 合金等温挤压模拟的挤压工艺参数，进行等温挤压试验，采用红外测温仪监测铝型材表面温度。

3　结果与分析

3.1　应力应变曲线特征

图 2 所示为不同温度和应变速率下 Al-Cu-Mg 合金流动应力-应变曲线。从图中可以看到，所有流动应力曲线的演变都遵循相同的趋势，即在初始阶段上升，然后缓慢下降或趋于平稳。

初始应力的增加是由位错缠绕和堆积以及变形晶粒应变能的增加引起的加工硬化效应，使得应力快速增大至峰值。应力在达到峰值后，开始进入稳态流变阶段。稳态流变阶段应力的降低是由于动态回复和再结晶的动态软化作用。当两者作用处于相对平衡状态时，可以观察到流动应力平台。由图 2 还可以看出，在相同应变速率下，应力随着温度的升高而降低。因为温度升高促使原子动能增加，临界切应力减弱，位错更容易开动，同时软化作用增强，使得流变应力降低。在相同变形温度下，应力随着应变速率的增大而增大。这是由于低应变速率下位错密度相对较低，并且为动态回复提供了更多的时间，部分条件下可能还发生了再结晶，产生的软化和加工硬化达到一个平衡状态，因而曲线较光滑平稳。而高应变率下，位错密度增大，使得流变应力增大。部分晶粒还未充分软化就被重新压缩变形，在曲线上则呈现出非常明显的锯齿形波动[22-25]。

3.2　模拟结果分析

图 3 所示为等温挤压过程温度场随挤压时间的变化。从图 3 可以看到，在挤压初期，温度变化区域主要表现在模具的进出口附近，随着金属不断流入，进入稳定挤压状态，坯料内部会产生明显的温度梯度，并且温度梯度变化较高的位置稳定在模具入口处，这是

表 2　Al-Cu-Mg 合金的成分

Table 2　Chemical composition of Al-Cu-Mg alloy (ω/%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.11	0.16	4.40	0.59	1.51	0.01	0.15	0.02	Bal.

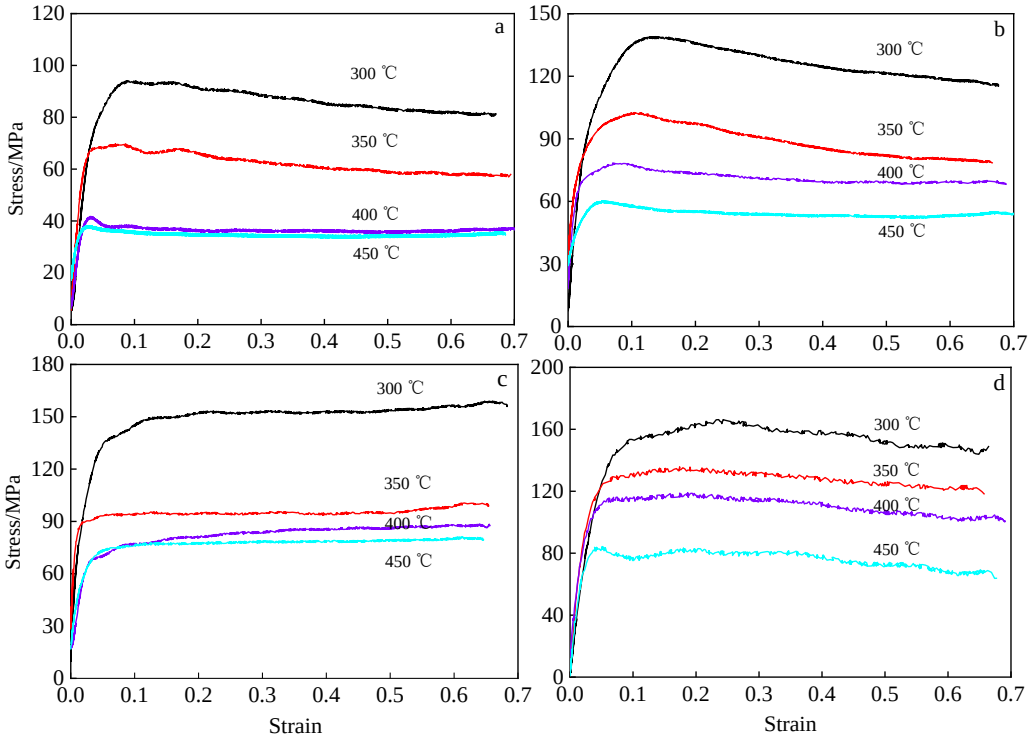

图 2　铸态 Al-Cu-Mg 合金不同应变速率和不同温度下真应力-真应变曲线

Fig.2　True stress-true strain curves at different temperatures and strain rates: (a) 0.01 s^{-1}, (b) 0.1 s^{-1}, (c) 1 s^{-1}, and (d) 10 s^{-1}

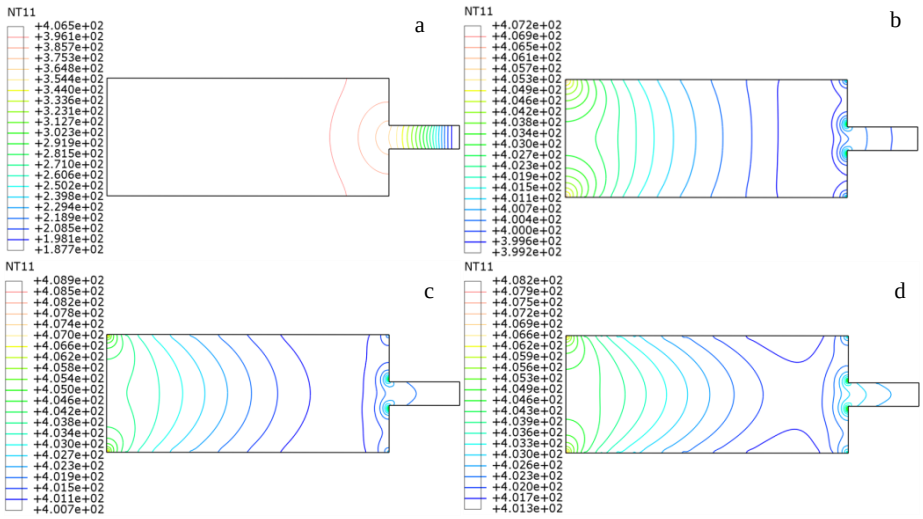

图 3　挤压过程不同时间温度场分布云图

Fig.3　Temperature map with different time during the extrusion: (a) 500 s, (b) 1000 s, (c) 1500 s, and (d) 2000 s

由于挤压过程中不同部位的塑性变形产热和摩擦产热不同，以及不同部位之间会发生热传递，出现如图的温度分布情况。而靠近模口处，坯料发生剧烈的塑性变形，加上工件和模具的摩擦生热导致热量增加。此外，坯料整体温度分布呈现中心温度高而边界温度低的情况。

为了验证温度场模拟结果的准确性，将相同工艺条件下（挤压速度 0.5 mm/s，坯料温度 400 ℃，挤压筒温度 380 ℃，模具温度 400 ℃）模具出口处型材表面温度的模拟结果与实测数据对比，如图 4 所示。由图 4 可以看到，在挤压过程中，出口处型材表面温度峰值的模拟结果与实测数据间有一定误差，最大误差为 18 ℃，但总体来看，两者吻合很好，说明本研究建立的产热模型能够较为真实地反映等温挤压过程的产热机理，对等温挤压过程温度场的模拟是准确的。

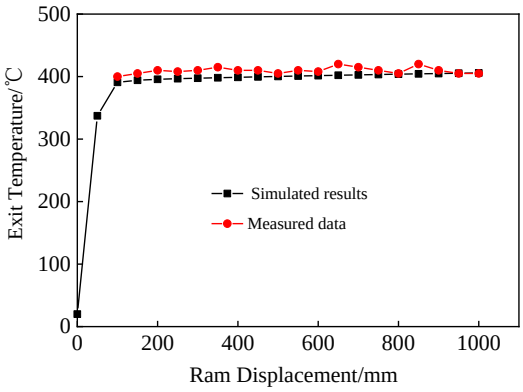

图 4　挤压过程各测温点温度模拟结果与实测数据对比

Fig.4　Comparison of simulated temperature of each measuring point with measured data

挤压产品在模具出口处的温度，除了取决于金属塑性变形产生的热量、金属与挤压筒及模具内壁发生剪切摩擦产生的热量外，还与金属与工模具(挤压筒、模具)之间发生热交换散失的热量相关。而挤压过程的热交换与挤压速度、坯料加热温度、工模具(挤压筒、模具)加热温度等挤压工艺参数有关[26-28]。

图 5 所示为不同挤压速度下模具出口处温度随挤压行程变化曲线。可以看出，以 0.5 mm/s 的速度挤压时，模孔附近变形区金属的温度能够基本保持恒定，而随着挤压速度的提高，模孔处温度逐渐增大，并且没有保持在恒定区间。这是由于随着挤压速度的提高，模具附近材料应变速率增大（图 6），从而导致材料变形抗力增大，塑性变形产热增大。变形抗力的增大也会导致坯料与挤压筒、模具之间的剪切摩擦应力相应增大，从而使坯料与挤压筒、模具之间的摩擦产热增加，因此挤压变形产生的热量增加。另一方面，速度提高导致整个挤压过程所需的时间缩短，因而坯料与挤压筒、模具之间的热传导时间也缩短，从而导致散热量减少。上述两方面结果导致挤压过程的温度升高，因此，结果显示随着挤压速度的增大，出模孔温升增大且不利于保持恒定。

从图 6 还可以看到，挤压速度的增加可以明显提高变形区应变速率，挤压速度为 0.5 mm/s 时，应变速率为 0.02~0.2，挤压速度为 1 mm/s 时，应变速率增加到 0.07~0.6。结合之前的应力-应变曲线，应变速率较低时(0.01 和 0.1 s^{-1})，越容易充分再结晶，流变应力对应越低，而在高应变速率下(1 和 10 s^{-1})，再结晶会被重新变形拉长，这也是在高应变速率下流变应力曲

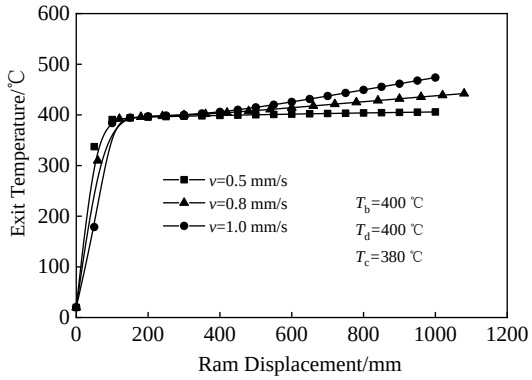

图 5　不同挤压速度下模具出口处温度变化曲线

Fig.5　Curves of extrusion temperature-ram displacement at different velocity

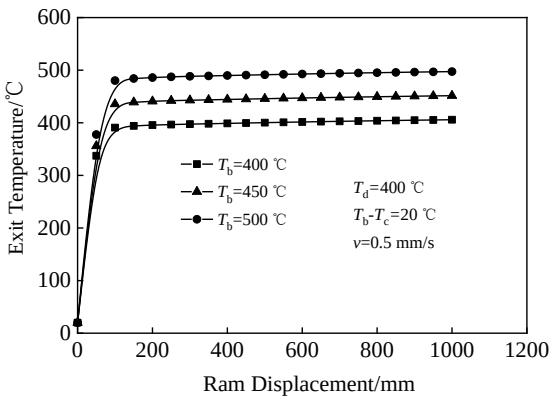

图 7　不同坯料温度下模具出口处温度变化曲线

Fig.7　Curves of extrusion temperature-ram displacement at different billet temperatures

线呈现周期性波动的原因。通常情况下，高应变速率下是加工失稳区，在此范围内进行塑性形变时，很容易产生各种显微组织缺陷，如裂纹、空洞等[29,30]。因此在制定挤压工艺参数时，挤压速度应小于 1 mm/s。

挤压速度不变的情况下，坯料温度对模孔处金属温度影响显著，图 7 所示为不同坯料温度下模具出口处温度随挤压行程变化曲线。从图中可以看到，当挤压速度为 0.5 mm/s，模具及坯料与挤压筒温差保持恒定时，坯料温度提高必然导致模孔处温度提升，并且随着坯料温度升高，模孔处金属的温升逐渐减小。这是由于坯料温度升高后，材料变形抗力减小，从而导致塑性变形产生的热量减少，另外坯料与模具之间的温差增大，热传导作用增强，因而坯料通过模具散失的热量增加。因此模孔处金属材料温升减小。

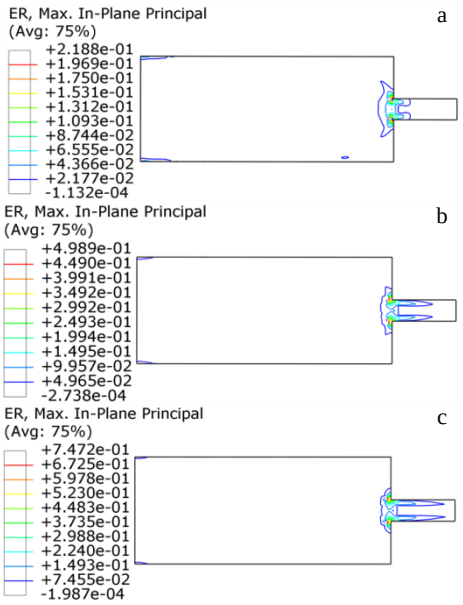

图 6　不同挤压速度下应变速率分布云图

Fig.6　Strain rate map at different extrusion speeds: (a) 0.5 mm/s, (b) 0.8 mm/s, and (c) 1.0 mm/s

在挤压速度与坯料温度确定的情况下，可以通过调整模具温度获得理想的模孔温度，图 8 所示为不同模具温度下模孔温度随挤压行程变化曲线。挤压速度为 0.5 mm/s，坯料温度为 450 ℃，挤压筒温度 430 ℃，随着模具温度的提高，坯料与模具的温差减小，从而减弱传热作用，使模孔处金属材料的温度增大。

3.3　实验结果分析

图 9 为 Al-Cu-Mg 合金铸锭经过均匀化处理后的铸态组织，初始铸态组织晶粒较粗大。

根据数值模拟结果设定坯料挤压初始温度为 450 ℃，挤压筒温度 430 ℃，模具温度 400 ℃，挤压速度为 0.5 mm/s，沿挤压方向截取试样。在该参数组合下

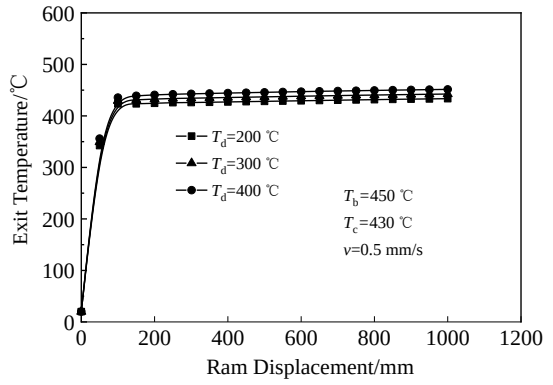

图 8　不同模具温度下模具出口处温度变化曲线

Fig.8　Curves of extrusion temperature-ram displacement at different die temperatures

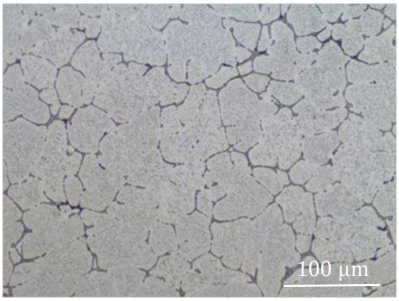

图 9　Al-Cu-Mg 合金铸态组织

Fig.9　Microstructure of cast Al-Cu-Mg aluminum alloy

挤压实验所得制品如图 10 所示，从图中可以看出，除了最先流出模孔的型材前端略有上翘，大部分型材表面平整光滑，没有发生翘曲和裂纹等缺陷。

图 11 所示为挤压件的 EBSD 反极图(IPF)配色图和晶界组分图。从图 11 中可以看出，经过挤压后，铸态粗大组织显著细化，除了在晶界处夹杂着少量弥散分布的等轴晶粒外，大多数晶粒呈平行于挤压方向的纤维状，而且这些纤维状晶粒的＜111＞晶向均平行于挤压方向，即晶粒取向发生择优排列，形成丝织构。图 12 所示为挤压件的晶界取向差分布图，由图可知，挤压后样品的显微组织中小角度晶界所占比例较多。

图 10　实验挤出的型材制品

Fig.10　Extruded profile products

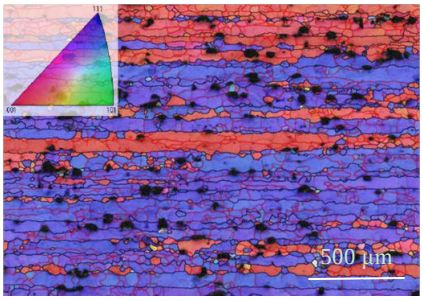

图 11　Al-Cu-Mg 合金挤压件的 EBSD 照片

Fig.11　EBSD image of extrusion part for Al-Cu-Mg aluminum alloy

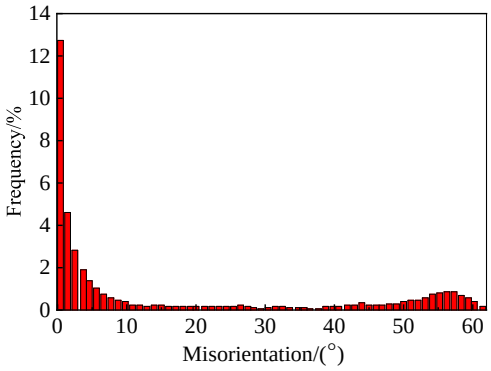

图 12　Al-Cu-Mg 合金挤压件的晶界取向角分布

Fig.12　Grain boundaries misorientation angles distribution of extrusion part for Al-Cu-Mg aluminum alloy

说明挤压后样品的显微组织中存在大量的形变组织，在晶粒内形成大量的亚结构。

图 13 为铸态及挤压态合金在室温下沿挤压方向的应力-应变曲线。由图可知，相比于铸态合金，挤压后铝合金样品的抗拉强度及延伸率均明显增大，这是因为在大挤压比变形过程中，晶粒发生强塑性变形并获得较大畸变能，同时位错大量增殖，位错密度提高，位错运动更加困难，加工硬化效应增强。此外，挤压后晶粒得到细化，由 Hall-Petch 关系可知，当晶粒细化，晶界总面积增加，晶界对位错的运动的阻碍作用增强，从而提高合金的强度。在细化晶粒的同时也形成了较强的丝织构，会对合金强度的提高产生贡献。同时，组织中弥散分布的第二相颗粒对位错运动有阻碍作用，因此沉淀强化作用对提高合金的强度亦有贡献。

综上分析，挤压后受加工硬化效应，细晶强化、沉淀强化和变形织构的作用，其强度及塑性较铸态合金大大提高。

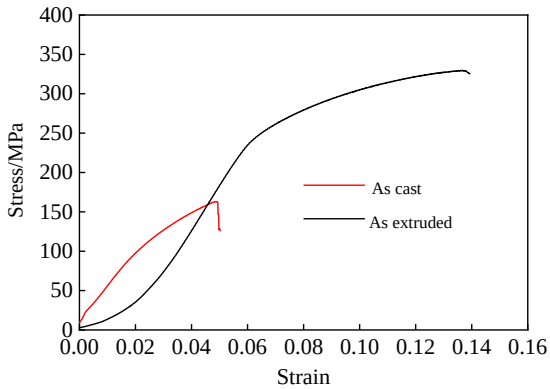

图 13　Al-Cu-Mg 合金样品室温下应力-应变曲线

Fig.13　Stress-strain curves of Al-Cu-Mg sample at room temperature

4 结　论

1) 基于 ALE 方法，建立了 Al-Cu-Mg 合金等温挤压过程有限元模型，出口温度的模拟结果与实测数据吻合较好，说明模型能够较准确地描述等温挤压过程的产热机理。模拟结果表明，等温挤压过程中，模具入口处变形程度剧烈，温度梯度变化大。随挤压速度的增加，材料的应变速率整体上升。

2) 针对挤压比为 26.9 的情况下，0.5 mm/s 挤压速度能够使该合金在模具入口处应变速率保持在低应变率区间（0.02~0.2），并且挤压出口温度在较小范围内波动。

3) 所建立模型能够较准确地预测挤压件温度变化、分布规律，模拟结果用于实际生产工艺指导。EBSD 结果显示试样出现晶粒的择优排列，形成＜111＞的丝织构，样品的显微组织中小角度晶界所占比例较多，综合力学性能优异。

参考文献　References

[1] Miller W S, Zhuang L, Bottema J *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, A280: 37

[2] Dursun T, Soutis C. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862

[3] Amin F B, Trond A, Sverre B. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2011, 211: 650

[4] He Zhao, Wang Henan, Wang Mengjun *et al*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(7): 1732

[5] Fang G, Zhou J, Duszczyk J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2009, 209: 3050

[6] Li L, Zhou J, Duszczyk J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2004, 145: 360

[7] Noh W F. *CEL: A Time-Dependent Two-Space-Dimensional, Coupled Eulerian-Lagrange Code*[M]. New York: Methods in Computational Physics Academic Press, 1964: 117

[8] Wang Jingfeng(王敬丰), Peng Xing (彭　星), Wang Kui(王　奎) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1665

[9] Chen L, Zhao G Q, Yu J Q *et al*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2014, 74: 383

[10] Sun Y D, Chen Q R, Sun W J. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 80: 495

[11] Bastani A F, Aukrust T, Skauvik I. *Key Engineering Materials*[J], 2010, 424: 257

[12] Chen H, Zhao G Q, Zhang C S *et al*. *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2011, 26: 1530

[13] Li Ping(李　萍), Wei Li(魏　李), Duan Zihao(段自豪) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(8): 2550

[14] Zha M, Li Y J, Mathiesen R H *et al*. *Acta Materialia*[J], 2015, 84(1): 42

[15] Xu X F, Zhao Y J, Wang X D *et al*. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(11): 4322

[16] Hu T, Ma K, Topping T D *et al*. *Scripta Materialia*[J], 2014, 78-79: 25

[17] Chen Z G, Ren J K, Yuan Z G *et al*. *Materials Science & Engineering A*[J], 2020, 787: 139 447

[18] Bharatha K, Mandalb A, Karmakar A *et al*. *Materials Characterization*[J], 2020, 170: 110 715

[19] Zhou J, Li L, Duszczyk J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2004, 146(2): 203

[20] Chen Liang(陈　良), Zhao Guoqun(赵国群), Chen Gaojin(陈高进) *et al*. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54: 339

[21] Liu Zhiwen(刘志文), Li Luoxing(李落星), Yi Jie(易　杰) *et al*. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29: 710

[22] Bo G W, Jiang F L, Su H G *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 778: 139 094

[23] Lin Y, Xia Y, Chen X *et al*. *Computational Materials Science*[J], 2010, 50: 227

[24] Zhang C, Yang S, Wang C *et al*. *International Jjournal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 85: 1915

[25] Li P W, Li H Z, Huang L *et al*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(8): 1677

[26] Amin F B, Trond A, Sverre B. *International Journal of Material Forming*[J], 2010, 3: 367

[27] Li L X, Lou Y. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(S1): 252

[28] Zhao J H, Deng Y L, Tang J G *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 809: 151 788

[29] Sun Z C, Wu H L, Cao J *et al*. *International Journal of Plasticity* [J], 2018, 106: 73

[30] Cepeda C M, Ruano O A, Carsi M *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 552: 530

Study on Isothermal Extrusion of Al-Cu-Mg Aluminum Alloy with Large Extrusion Ratio Based on ALE Method

Gao Enzhi, Yang Bing, Zhang Hongning, Wang Jijie, Wang Jie, Liu Chunzhong

(College of Material Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: In order to obtain high precision Al-Cu-Mg aluminium alloy isothermal extrusion parts with large extrusion ratio, it is necessary to accurately control the uniform exit temperature and deformation microstructure. Therefore, based on arbitrary Lagrange Eulerian (ALE) method, the isothermal extrusion process was simulated by ABAQUS finite element software. True stress-true strain curves of Al-Cu-Mg alloy at different temperatures and strain rates were investigated by hot compression test. A new multi-physics coupling numerical model for isothermal extrusion process was established. The influence of extrusion speed, billet temperature and die temperature on the exit temperature and the distribution characteristics of the temperature field and strain rate field of extrusion products were studied. The isothermal extrusion was conducted to verify the model through the EBSD analysis and mechanical properties test of the deformed material. The results show that extrusion speed of 0.5 mm/s can keep the exit temperature basically constant, in which the billet temperature is 450 ℃, cylinder temperature is 430 ℃, and die temperature is 400 ℃. After extrusion, the grains of the sample are significantly refined, and the preferred arrangement is to form < 111 > silk texture parallel to the extrusion direction, showing excellent tensile properties.

Key words: Al-Cu-Mg aluminum alloy; isothermal extrusion; exit temperature; ALE; numerical simulation

---

Corresponding author: Liu Chunzhong, Ph. D., Professor, College of Material Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: czliu@sau.edu.cn