

镁合金逆温度场等径角挤压的有限元模拟与实验分析

孟帅举^{1,2,3}, 宋金龙¹, 陈剑飞¹, 张建军¹, 王立冬¹, 齐佳宁³, 李永飞³, 杨贵荣¹

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室,甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 温州泵阀工程研究院,浙江 温州 325000)

(3. 中信戴卡股份有限公司,河北 秦皇岛 066011)

摘要: 为揭示模具温度对逆温度场等径角挤压 (inverse temperature field-equal channel angular pressing, ITF-ECAP) 加工镁合金坯料温度场与等效应力场的影响规律, 建立了 Mg-1.5Bi(wt%, B2) 合金 ITF-ECAP 加工过程的热力耦合有限元分析模型, 并结合实验研究对其在不同模具温度下的加工过程进行分析。结果表明: ITF-ECAP 加工过程中坯料温度在模具通道转角处显著升高, 有助于塑性变形的顺利进行, 剧烈变形后温度逐步降低, 可有效避免再结晶晶粒的粗化; 坯料的应力集中区域主要分布在通道转角处与模具出口附近, 且随着模具温度的升高而显著降低。验证实验发现在模具温度较低 (200 °C) 时, 一道次 ITF-ECAP 加工后 B2 合金坯料表面发生开裂, 而模具温度为 300 °C 时, B2 合金经过四道次 ITF-ECAP 加工后表面光滑无裂纹。进一步微观组织表征发现, 四道次 ITF-ECAP 加工的 B2 合金中形成了由细晶与超细晶构成的超-细混晶组织, 显著提升了合金的强度与塑性。

关键词: 镁合金; 等径角挤压; 有限元模拟; 变形温度

中图法分类号: TG146.22; TG379

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)02-0528-07

1 引言

镁合金密度约为 1.8 g/cm³, 仅为铝合金的 2/3, 在实现航空航天、武器装备、高速列车以及新能源汽车等高端装备轻量化方面可以发挥重要作用。但当前绝大多数镁合金的强度和塑性较差^[1-3], 成为制约其广泛应用的瓶颈因素之一。研究表明, 通过低温等径角挤压(ECAP)等大塑性变形加工可在 Cu^[4]、Ti^[5]、Al^[6] 等金属材料中构筑出由超细晶(<1 μm)和微米级细晶(1~10 μm)构成的“超细晶-细晶”混晶组织(简称超-细混晶组织), 是实现金属材料超高强韧化的有效途径。然而, 由于绝大多数镁合金低温加工性能较差, 难以在低于 200 °C 的条件下进行 ECAP 加工^[7], 而高温 ECAP 加工过程中, 再结晶晶粒又极易粗化^[8-11], 迄今难以在其微观组织中构筑出超-细混晶组织^[9,12]。

前期实验研究^[13-14]发现采用新型逆温度场等径角挤压(ITF-ECAP)加工技术, 即将低温(25 °C) Mg-Bi 基合金坯料置于高温(~320 °C) 的 ECAP 模具中, 使得加工过程中模具温度始终高于坯料温度, 可实现 Mg-Bi 基合金

200 °C 以下的低温强塑性变形加工, 并在其微观组织中构筑出超-细混晶组织, 赋予合金优异的强塑性能^[13-14]。关于 AZ31 镁合金 ECAP 加工的研究^[15]表明机械剪切与再结晶的协同作用受到坯料温度与应力分布状态的显著影响, 进一步决定着坯料的晶粒细化效果与最终的微观组织特征^[16]。因此, 掌握模具温度对 ITF-ECAP 加工过程中镁合金坯料温度场、应力场的影响规律, 对阐明 ITF-ECAP 加工镁合金的成形原理, 进而优化包括模具温度在内的加工工艺, 对拓展 ITF-ECAP 加工技术的广泛应用具有关键意义。然而在 ECAP 强塑性变形过程中难以通过实验方法精准获取不同位置坯料的温度场、应力场的分布情况, 当前 ITF-ECAP 加工过程中镁合金的温度与等效应力分布情况及其随模具温度的变化规律尚不清楚。

有限元分析可高效获取坯料在 ECAP 变形过程中的温度与等效应力分布信息及其在不同变形阶段的变化规律^[16-18]。因此, 为揭示镁合金在 ITF-ECAP 加工技术的成形特点, 本研究选取细晶 Mg-1.5Bi(wt%, B2) 合金为研究对象, 采用有限元分析软件 Deform-3D 模拟分析 B2 合

收稿日期: 2025-02-18

基金项目: 国家自然科学基金(52265048); 甘肃省科技重大专项(22ZD6GA008); 甘肃省高等学校创新项目(2022A-025); 中国博士后科学基金(2022M713656); 温州市级科技计划项目(G2023018); 甘肃省青年科技基金计划(21JR7RA261); 兰州理工大学红柳优秀青年基金人才支持计划(062205)

作者简介: 孟帅举, 男, 1990 年生, 博士, 副研究员, 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, E-mail: sjmeng@lut.edu.cn

金坯料在ITF-ECAP加工过程中温度场、应力场的分布特点及其随模具温度的变化规律。进一步,分析不同模具温度下ITF-ECAP加工坯料的宏观表面形貌、微观组织与力学性能特点,确立其最佳ITF-ECAP工艺,以期为镁合金等径角挤压加工技术的发展提供参考与借鉴。

2 热力耦合有限元分析模型的建立

2.1 ITF-ECAP加工模具结构与模拟前处理

本研究采用的模具结构如图1所示,模具内角 Φ 与外接圆弧角 ψ 分别为 120° 和 30° ,用于ITF-ECAP加工的B2合金坯料规格为 $\Phi 12\text{ mm} \times 70\text{ mm}$,挤压速度为 5 mm/s 。运用Deform-3D软件对B2镁合金ITF-ECAP加工过程进行仿真模拟分析。将坯料划分为50 000个四面体单元格;进一步,为保证仿真模拟结果具有较高的精度,模拟计算过程中选取网格自适应技术重新划分畸变网格;此外,选取剪切摩擦模型作为模具(刚体)、冲头(刚体)与坯料之间的接触类型。

2.2 B2合金的材料模型与模拟方案

由于Deform-3D软件中没有B2镁合金的本构方程,因此需要建立其本构方程并导入软件材料库中。作为描述坯料变形过程中流变应力与应变关系的数学方程,材料的本构关系是有限元模拟的重要依据。根据前期对B2镁合金等温热物理模拟实验与分析工作的研究结果^[19],本研究中所采用的B2镁合金的本构关系可用Arrhenius方程描述^[19]:

$$\dot{\varepsilon} = A \left[\sinh(\alpha\sigma) \right]^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

其中: $\dot{\varepsilon}$ 、 σ 分别表示应变速率与流变应力; Q 、 n 、 R 分别代表变形激活能、应力指数值、通用气体常数,其值分别为 130.03 kJ/mol 、 4.41 、 $8.314\text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$, T 为绝对温度;此外, α 与 A 均为与材料有关的常数,其值分别取 0.0158 和 1.314×10^{11} 。因此,B2合金塑性变形流变应力本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 1.34 \times 10^{11} \left[\sinh(0.0158\sigma) \right]^{4.41} \exp\left(-\frac{130.03 \times 10^3}{RT}\right) \quad (2)$$

本研究选择热传递、变形的分析模式来构建

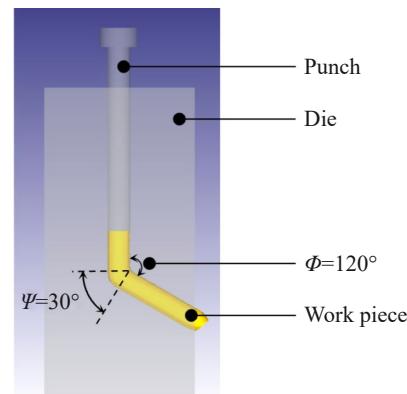


图1 ITF-ECAP加工模具及坯料示意图

Fig.1 Schematic diagram of ITF-ECAP processing die and billet

Deform-3D仿真模型以揭示不同模具温度对ITF-ECAP加工的影响。具体的模拟方案详见表1。

3 ITF-ECAP加工过程的温度场分布

为探明合金坯料在ITF-ECAP加工不同变形阶段的温度场分布情况,首先对模具与坯料初始温度分别为 300 与 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 时,B2合金在ITF-ECAP加工过程中的温度场分布特点进行分析,结果如图2所示。变形初期坯料上部和表面的温度略有升高,而通道转角处的剪切变形区温升最为明显。图2b为ITF-ECAP加工的稳定变形阶段B2坯料轴截面的温度场分布结果,从中可以观察到,在该阶段坯料的变形主要集中在通道转角区域,同时坯料的最高温度位置出现在通道转角位置,达到 $171\text{ }^\circ\text{C}$,同时坯料两端温度逐渐降低。导致坯料在通道转角处温度显著升高的主要因素包括剧烈剪切塑性变形能转化的变形热、坯料与模具间的摩擦以及模具对坯料的热传导,这与任国成等^[16,20]在等温ECAP加工与轧制变形加工过程中的有限元模拟研究结果相一致。需要指出的是,通道转角处坯料较高的温度可以赋予合金良好的塑性变形能力,使其能在避免开裂的情况下顺利完成剧烈剪切变形,同时在应力与热的共同作用下发生动态再结晶形核。

表1 ITF-ECAP有限元模拟方案及参数
Table 1 Simulation scheme of ITF-ECAP and parameters

Parameter	Value
Temperature of sample/°C	25
Temperature of punch and die/°C	50, 100, 150, 200, 300, 350
Temperature/°C	25
Coefficient of heat transfer between sample and air/kW·m ⁻² ·K ⁻¹	0.8
Coefficient of heat transfer between the sample-punch and die/kW·m ⁻² ·K ⁻¹	2
Friction coefficient of sample-punch and die	0.05
Punch speed/mm·s ⁻¹	5
Punch stroke/mm	68

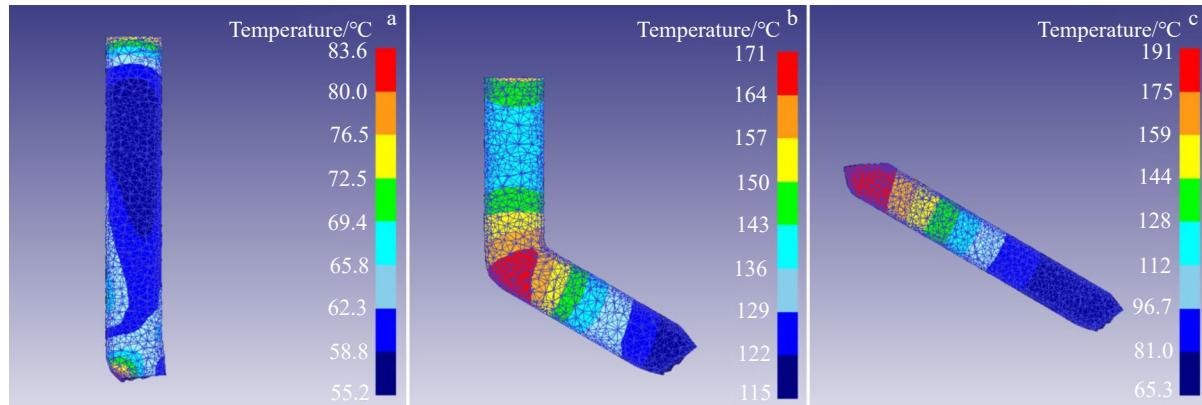


图2 模具 300 °C、B2 合金坯料初始温度 25 °C 条件下经过一道次 ITF-ECAP 变形时不同阶段的温度场分布

Fig.2 Temperature field distribution of B2 billet at different one-pass ITF-ECAP deformation stages by setting the initial temperature of the mould at 300 °C and B2 alloy billet at 25 °C: (a) initial, (b) stable, and (c) end

图2c为变形结束阶段的温度场分布,可以发现整个坯料从通道转角处到模具出口处,温度场分布呈现出逐渐降低的趋势,主要可以归因于坯料与室温环境之间的持续热交换。具体地,先变形区域的温度较为快速地降低至65 °C,与前期实验研究检测到的温度(~80 °C)接近^[14]。这一模拟结果一方面初步验证了本研究中有限元模型的正确性;另一方面,经过通道转角区域后坯料温度从171 °C降低到100 °C以下,可以避免再结晶晶粒的过分长大,有利于合金中超细晶组织的形成。综上,在模具温度为300 °C,坯料初始温度为25 °C条件下的ITF-ECAP加工过程中,坯料温度始终处于200 °C以下,温度最高位置出现在塑性变形最为剧烈的通道转角处,可辅助坯料顺利完成剪切变形,且经过剪切变形之后坯料温度较快降低,这一温度分布与变化特点是实现镁合金低温强塑性变形加工并在其组织中构筑出大量超细晶组织的关键因素。

为进一步对比分析不同初始模具温度对B2合金ITF-ECAP加工过程中温度场分布的影响规律,将初始模具温度分别设置为50、100、150、200、300和350 °C,进行仿真分析。分别统计稳定变形阶段与变形结束阶段的坯料温度,并计算出相对于初始温度(25 °C)的峰值温升与最低温升,如图3所示。当模具初始温度较低(50 °C)时,ITF-ECAP加工过程中坯料的最高与最低温升分别为78与14.6 °C;当模具温度较高(350 °C)时,其最高与最低温升分别达到188与42.9 °C。可见,升高ITF-ECAP模具的初始温度,可提高所加工镁合金坯料的温升幅度。Yamaguchi等^[21]采用热电偶测得ECAP加工过程中合金坯料中心位置的实际温升约为40 °C,这与本研究中模具温度为300与350 °C时的最低温升相接近。任国成等^[16]采用有限元分析的方法研究了传统等温ECAP加工过程中不同温度对坯料变形过程中温度的变化,发现坯料最高温升随着初始变形温度的升高逐渐降低。这一结果与

本研究中ITF-ECAP加工坯料的温升趋势相反,说明ITF-ECAP加工是一种与传统等温ECAP加工显著不同的新的技术路径。值得强调的是,根据图3所示的温升数据统计结果,在ITF-ECAP加工过程中,当模具温度在350 °C以下时,坯料的最高温升可以控制在200 °C以下,这从一定程度上说明ITF-ECAP这一新的强塑性加工技术路径可以避免由于变形热与摩擦热导致的坯料温度过分升高,从而避免再结晶晶粒的粗化。

进一步,为分析ITF-ECAP加工过程中不同模具温度对坯料变形过程中内部应力的影响,选取不同模具温度(50、100、150、200、300和350 °C)下变形中间阶段的坯料轴截面以分析变形过程中模具温度对ITF-ECAP加工坯料内部等效应力分布情况,结果如图4a~4f所示。从中可以看出,应力主要集中在通道转角剪切带处与模具出口附近的坯料上表面处(图中红色虚线框所示位置)。这一模拟结果表明ITF-ECAP加工过程中,镁合金坯料容易在这两个位置处发生应力集中,这与Eivani等在

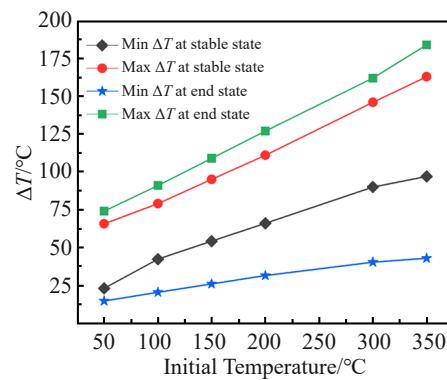


图3 不同初始模具温度条件下一道次 ITF-ECAP 加工 B2 合金的最高与最低温升数值统计

Fig.3 Peak and minimum temperature rise of B2 alloy during one-pass ITF-ECAP processing with different initial mould temperatures

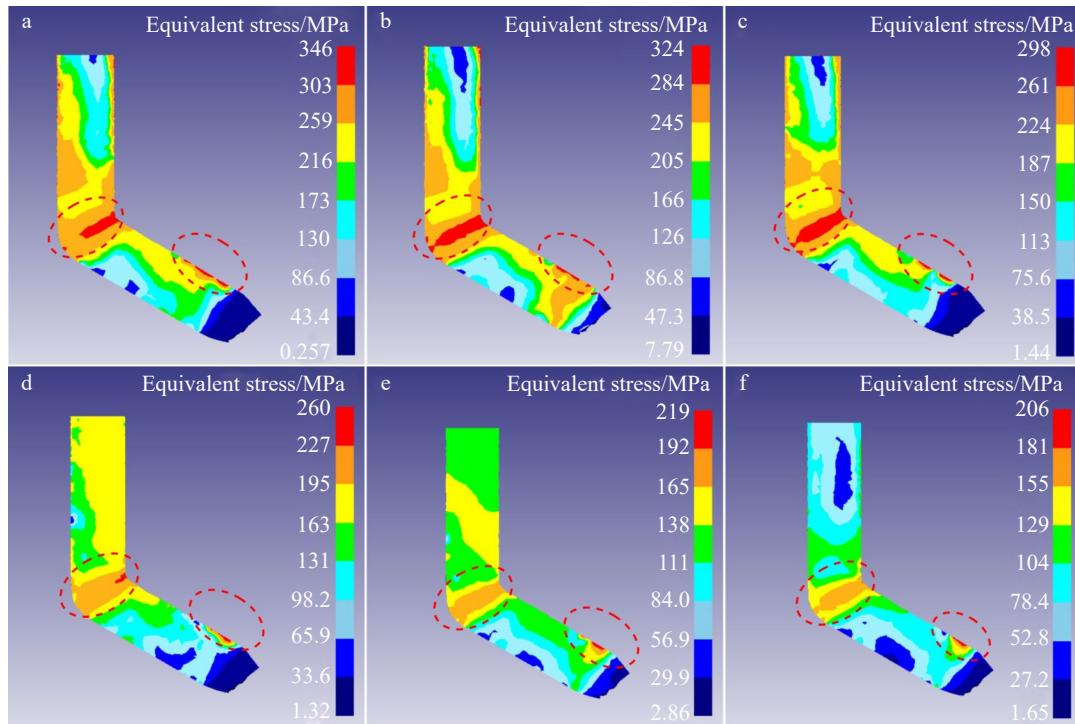


图4 不同模具温度下ITF-ECAP加工B2合金坯料等效应力场分布

Fig.4 Equivalent stress distribution of B2 alloy processed by ITF-ECAP deformation at different mould temperatures: (a) 50 °C, (b) 100 °C, (c) 150 °C, (d) 200 °C, (e) 300 °C, and (f) 350 °C

AZ31镁合金等温ECAP加工有限元模拟研究结果相一致^[22-23]。当坯料在转角处发生剪切变形外,还有一个被压缩变粗的趋势,因此会产生一个由内至外的胀力,在试样通过通道转角过程中,在胀力作用下试样表面与模具转角会产生较其他部位更大的摩擦力。因此,一方面在更剧烈的摩擦以及内部剪切变形共同作用下,通道转角处的坯料会出现应力集中现象,该部位的温度也会升高^[24-25]。并且,随着模具温度的升高,坯料变形过程中最大等效应力值逐渐减小,由模具温度50 °C时的346 MPa降低到模具温度350 °C时的206 MPa。其中,模具温度在200 °C时,坯料上的应力集中程度仍然显著,最大等效应力达到260 MPa以上,超过B2合金的抗拉强度(232 MPa)^[19,23],极易导致坯料开裂。此外,坯料上的等效应力值与应力集中程度随着模具温度的升高而逐渐降低,预示着坯料在变形时的开裂倾向随着模具温度的升高而逐渐降低。可见,ITF-ECAP加工过程中适当的模具温度(~300 °C)对坯料剧烈塑性变形加工的顺利完成具有重要作用。

4 ITF-ECAP实验研究

4.1 宏观形貌

为验证模具温度对B2合金加工性能的影响,选用Φ12 mm×70 mm的B2合金在模具温度200和300 °C下分别进行一道次和四道次ITF-ECAP加工实验,将室温

状态下的合金坯料放入预热到特定温度的模具中采用1000 kN四柱液压机进行ITF-ECAP加工。ITF-ECAP加工模具与不同初始模具温度下ITF-ECAP挤压工件的外观形貌如图5所示。当初始模具温度为200 °C时,B2合金坯料的头部和尾部区域存在比较明显的表面裂纹;当模具温度为300 °C时,坯料经过4道次ITF-ECAP加工,表面依然无任何裂纹。该实验结果与图4d~4e的等效应力模拟分析结果相一致,表明合适的模具温度对坯料在ITF-ECAP加工过程中的安全变形至关重要。

4.2 ITF-ECAP加工B2合金微观组织

进一步采用SEM对挤压态坯料及其经过4道次ITF-ECAP加工(模具温度300 °C)的B2合金试样进行微观组织观察。如图6a~6c所示,挤压态B2合金坯料由平均晶粒尺寸约为15 μm的α-Mg基体与在基体上弥散分布的第二相构成,根据前期研究结果,这些第二相为Mg₃Bi₂相^[26-27]。如图6d~6f所示,4道次ITF-ECAP加工后B2合金的微观组织中出现了大量再结晶组织,再结晶分数约为75.2%,从其高倍SEM显微组织(图6f)中可以看出,这些再结晶晶粒的平均尺寸约为820 nm,虽然大于4道次ITF-ECAP加工(模具温度320 °C)B6合金中的超细晶粒尺寸(约600 nm)^[14],但仍然达到了超细晶级别。此外,少量未再结晶的晶粒尺寸也较为细小,平均晶粒尺寸约为4.6 μm,这些细小的微米晶组织与上述超细晶组织共同构成了超细混晶组织。

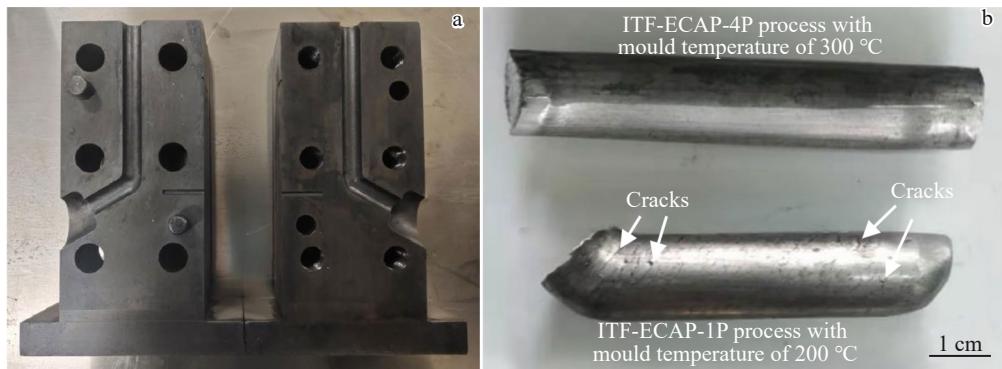


图 5 ITF-ECAP 变形加工 B2 合金坯料、所采用模具及加工后坯料的外观形貌

Fig.5 Photographs of B2 alloy after ITF-ECAP processed with different mould temperatures: (a) ITF-ECAP mould, (b) macroscopic morphology of B2 billet after ITF-ECAP processing

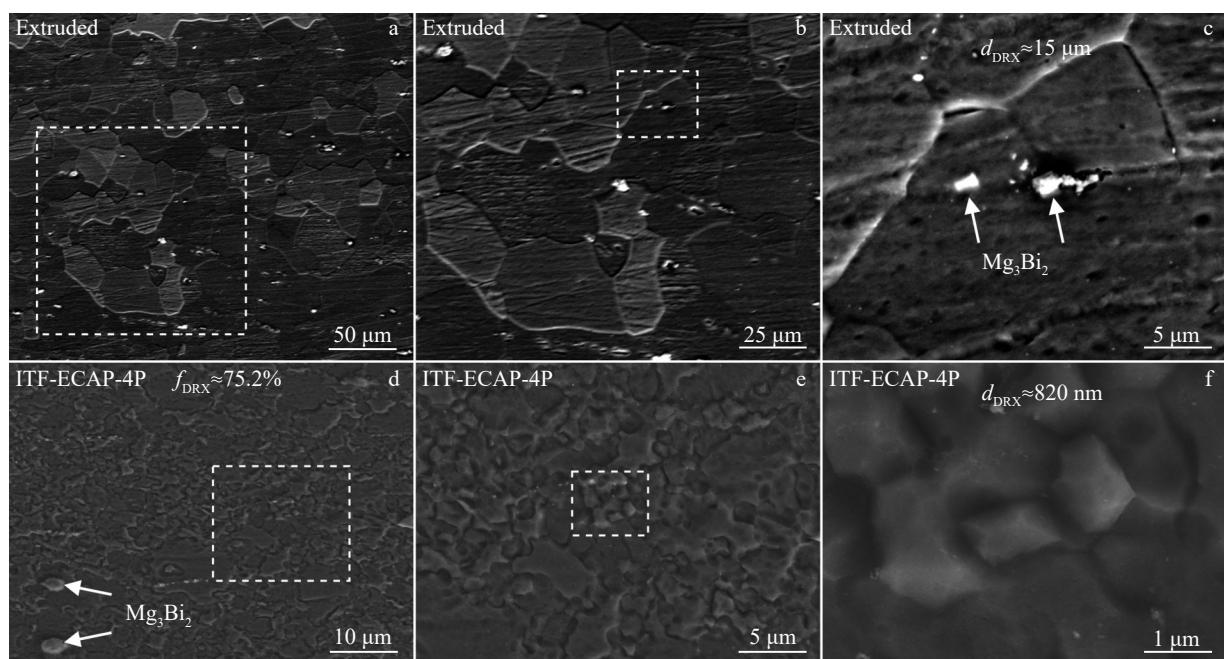


图 6 挤压态 B2 合金坯料及其在模具温度 300 °C 时四道次 ITF-ECAP 加工后的显微组织 SEM 照片

Fig.6 SEM images of as-extruded B2 billet (a-c) and four-pass ITF-ECAP processed sample with mould temperature of 300 °C (d-f)

进一步在 4 道次 ITF-ECAP 加工后的 B2 合金坯料中沿轴向方向切取标距规格为 4.5 mm×3.6 mm×10 mm 的试样进行室温拉伸实验, 测得结果如表 2 所示, 其屈服强度、抗拉强度与延伸率分别为 (227.8±3.1) MPa、(345.3±4.1) MPa 与 (31.6±2.3)%。根据作者的前期研究^[26], 挤压态 B2 合金的屈服强度、抗拉强度与延伸率分别为 (175±2) MPa、(232±2) MPa 与 (10.2±2.0)%。可见, 合适模具温度

(300 °C) 下的 ITF-ECAP 加工可以在 B2 镁合金中构筑出由大量超细晶组织与细晶组织构成的超-细混晶组织, 这一特殊的混晶结构可以大幅度协同提升镁合金的强度和塑性。首先, 超细晶区平均尺寸约为 0.82 μm, 细晶区平均晶粒尺寸约为 4.6 μm(图 6d~6f), 可以产生强烈的晶界强化效果; 其次, 由于超-细混晶结构 B2 合金在低温强塑性变形条件下制备, 组织中的残余位错也可以发挥强化

表 2 B2 合金力学性能对比

Table 2 Comparison of mechanical properties of B2 alloys

Alloy	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%	Ref.
Mg-1.5Bi (Extruded)	175±2	232±2	10.2±2.0	[26]
Mg-1.5Bi (ITF-ECAP-4P)	227.8±3.1	345.3±4.1	31.6±2.3	This study

作用^[28];进一步,由于超细晶粒区与细晶区之间在拉伸过程中的变形能力不均匀,可引起背应力强化效应,这也有利于强度的提高^[29]。另一方面,超细混晶B2合金具有优异的塑性,由于整体上该合金晶粒组织较为细小($<5\text{ }\mu\text{m}$),在拉伸变形过程中可以缩短位错滑移距离,使其不容易发生应力集中,这是由于塑性变形过程中晶粒之间具有较高的应变协调能力^[26,30]。柱面滑移的临界分切应力(CRSS)与基面滑移的CRSS的比值会由于晶粒尺寸的降低而显著降低,可以激活柱面滑移以适应应变的增加^[26,29],从而赋予其优异的强塑性匹配。需要强调的是,ITF-ECAP加工过程中只需要对模具进行加热而无需加热坯料,更加经济环保同时可以简化坯料加热的环节,缩短加工流程,进一步提高加工效率,有望发展成为制备高性能轻质镁合金材料的新方法。

5 结 论

1)与常规ECAP工艺不同,逆温度场等径角挤压加工(ITF-ECAP)工艺可在坯料中构筑出温度始终低于模具的温度场分布,既可以保证低温强塑性变形加工的顺利进行,又可以避免坯料温度过高引起的微观组织粗化。

2)模具温度是ITF-ECAP加工技术的关键参数,在较低的模具温度下,坯料在通道转角处应力集中显著,易于导致开裂;而在合适的模具温度(约300℃)下,坯料的应力集中程度较低,可以避免表面裂纹的产生。

3)ITF-ECAP加工技术可以在镁合金中构筑出由大量超细晶组织与微米级细晶构成的超-细混晶组织,可为超-细混晶结构镁合金的制备提供一定的借鉴与参考。

参 考 文 献 References

- [1] Zhang Yuan, Yang Yuzhuo, Liu Yun *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(5): 1310
- [2] Meng Shuaiju, Xiao Haoran, Song Jinlong *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 9007
- [3] Wu Zhaoxuan, Curtin W A. *Nature*[J], 2015, 526: 62
- [4] Wang Yinmin, Chen Mingwei, Zhou Fenghua *et al. Nature*[J], 2002, 419(6910): 912
- [5] Gao Junheng, Nutter J, Liu Xinguang *et al. Scientific Reports*[J], 2018, 8(1): 7512
- [6] Zha Min, Li Yanjun, Mathiesen R H *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 84: 42
- [7] Xu Jinliang(许金良), Song Yifan(宋宜帆), Ding Ruizhi(丁睿智) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(6): 1735
- [8] Zha Min, Zhang Xuan He, Zhang Hang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 765: 1228
- [9] Xu C, Fan G H, Nakata T *et al. Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2018, 49(5): 1931
- [10] Chen Hao(陈豪), Peng Lili(彭丽丽), Li Jiandong(李建冬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2024, 53(7): 1944
- [11] Gong Jialin, Liang Wei, Wang Hongxia *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(9): 1800
- [12] Jin Zhongzheng, Zha Min, Yu Zhixuan *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 833: 155004
- [13] Meng Shuaiju(孟帅举), Xiao Haoran(肖浩然), Luo Zhanju(骆占举) *et al. CN202211597591.6[P]*. 2023
- [14] Meng Shuaiju(孟帅举), Zhang Mingchi(张明池), Wang Menglu(王孟璐) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2025, 54(5): 1245
- [15] Su C W, Lu L, Lai M O, *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 434(1): 227
- [16] Ren Guocheng(任国成), Zhao Guoqun(赵国群). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2013, 23(7): 1789
- [17] One N, Nowak R, Miura S. *Materials Letters*[J], 2004, 58(1-2): 39
- [18] Jiang Hong, Fan Zhiguo, Xie Chaoying. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 513-514: 109
- [19] Meng Shuaiju(孟帅举). *Microstructure and Performance of Mg-Bi-Ca Alloys(Mg-Bi-Ca合金微观组织与性能研究)*[D]. Tianjin: Hebei University of Technology, 2020
- [20] Yang Lipo, Liu Shuguang, Liu Gengliang. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(3): 890
- [21] Yamaguchi D, Horita Z, Nemoto M *et al. Scripta Materialia*[J], 1999, 41(8): 791
- [22] Eivani A R, Mirghasemi S M, Seyedehin S H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 12: 1913
- [23] Ren Guocheng(任国成), Zhao Guoqun(赵国群), Xu Shubo(徐淑波) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2011, 21(4): 848
- [24] Gao Leilei(高雷雷), Zhang Jinzhong(张金中), Sha Lei(沙磊), *Special Casting and Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2016, 36(2): 152
- [25] Luo Peng(罗蓬), Xia Juchen(夏巨湛), Hu Qiaodan(胡侨丹) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2005, 34(9): 1493
- [26] Meng Shuaiju, Yu Hui, Li Lichao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 834: 155216
- [27] Yu Hui, Fan Shaoda, Meng Shuaiju *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 9: 983
- [28] Meng Shuaiju(孟帅举), Yu Hui(余晖), Cui Hongwei(崔红卫) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2017, 27(5): 894
- [29] Go J, Lee J U, Yu Hui *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 5(44): 62
- [30] Meng S J, Yu H, Fan S D *et al. Materials Letters*[J], 2020, 261: 127066

Finite Element Simulation and Experimental Analysis of Mg Alloy Processed by Inverse Temperature Field Equal Channel Angular Pressing

Meng Shuaiju^{1,2,3}, Song Jinlong¹, Chen Jianfei¹, Zhang Jianjun¹, Wang Lidong¹, Qi Jianing³, Li Yongfei³, Yang Guirong¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,

Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. Wenzhou Engineering Institute of Pump and Valve, Lanzhou University of Technology, Wenzhou 325000, China)

(3. CITIC Dicastal Co., Ltd, Qinhuangdao 066011, China)

Abstract: To investigate the influence of mold temperature on the temperature field and equivalent stress field of Mg alloy processed by inverse temperature field equal channel angular pressing (ITF-ECAP), a thermal mechanical coupled finite element analysis model was established for ITF-ECAP processing of B2 alloy (Mg-1.5Bi, wt%). Combined with experimental research, the processing process of B2 alloy at different mold temperatures was analyzed. The results show that during the ITF-ECAP, the temperature of the billet significantly increases at the corner of the mold channel, which facilitates smooth plastic deformation. After severe deformation, the temperature gradually decreases, thereby inhibiting coarsening of recrystallized grains. The stress concentration of the billet mainly occurs at the corner of the channel and near the mold outlet, and it significantly decreases with the increase in mold temperature. The experiment verification finds that when the mold temperature is low (200 °C), the surface cracking of B2 alloy billet occurs after one-pass ITF-ECAP processing. In contrast, the surface of B2 alloy can be ITF-ECAP processed for four passes without surface cracking when the mold temperature is set as 300 °C. Further microstructural characterization reveals that a bimodal grain structure composed of fine and ultrafine grains is formed after four-pass ITF-ECAP deformation, leading to a simultaneous improvement in both strength and ductility.

Key words: magnesium alloy; equal channel angular pressing; finite element simulation; deformation temperature

Corresponding author: Wang Lidong, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: wangld@lut.edu.cn