

# 升温轧制调控Mg-Sn-Zn-Ca合金第二相及其性能研究

支晨琛<sup>1,2</sup>, 司磊<sup>1</sup>, 李佩锦<sup>3</sup>, 刘鹏涛<sup>1</sup>, 黄志权<sup>1</sup>, 马立峰<sup>1,2</sup>

(1. 太原科技大学 机械工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 太原科技大学 冶金设备设计理论与技术重点实验室, 山西 太原 030024)

(3. 先进不锈钢全国重点实验室, 山西 太原 030024)

**摘要:** 为了探讨第二相对Mg-Sn-Zn-Ca合金微观结构及力学性能的影响, 本研究通过等温轧制与升温轧制2种方式处理了Mg-2Sn-2Zn-1Ca镁合金板材。力学性能测试表明, 等温轧制板材中部的屈服强度(161.3 MPa)和延伸率(6.6%)显著低于升温轧制板材(295.6 MPa, 20.9%)。微观分析揭示, 等温轧制板材呈现粗大晶粒结构, 并伴有大量形变孪晶; 而升温轧制通过第二相调控将晶粒细化至10.17  $\mu\text{m}$ 。在等温轧制过程中, 随着第二相( $\text{Mg}_2\text{Zn}_y$ )含量的增加, 较大的颗粒尺寸引起了应力集中, 进而导致材料的早期失效; 而在升温轧制过程中, 较高的温度促进了第二相与高密度位错区之间的相互作用, 这些区域成为再结晶过程中的优先形核点, 从而增强了材料的可塑性。

**关键词:** 镁合金; 升温轧制; 第二相; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)08-2142-09

## 1 引言

镁合金因其低密度和高比强度特性而备受关注<sup>[1-3]</sup>。然而, 传统商用镁合金的强度不高且延展性有限, 这限制了其在关键结构部件中的应用<sup>[4-6]</sup>。因此, 开发新型、低成本且高性能的镁合金成为了研究的重点方向之一。Mg-Sn-Zn系合金因其独特的物理化学特性和优异的机械性能, 在材料科学中展现出了广泛的应用潜力<sup>[7]</sup>。尽管这类合金在理论研究和初步实践中显示出了优越的性能, 但在实际应用中仍面临诸多挑战<sup>[8-9]</sup>, 如复杂的制备工艺、成本控制以及微观组织的调控等问题。

为此, 我们通过引入新的合金元素和优化合金配方来显著提升镁合金的性能<sup>[10-12]</sup>, 旨在利用多种元素间的协同效应, 通过增加高密度分散的第二相颗粒, 有效钉扎晶界(GB), 抑制晶粒生长, 从而在热机械加工过程中实现更细小的晶粒尺寸。然而, 研究表明, 在晶界附近存在的粗大共晶相可能成为加工过程中的裂纹源<sup>[13]</sup>, 从而增加了镁合金在加工过程中的工艺复杂性。因此, 为优化材料性能并克服这些挑战, 相关领域的研究者对第二相颗粒展开了深入的研究。Hou等人<sup>[14]</sup>的研究结果表明, 第二相颗粒的存在可能会提高合金中的变形异质性, 从而为热变形中的再结晶成核提供有利的位点。Zhu等人<sup>[15]</sup>的研究结果显示, 在镁合金动态再结晶(DRX)过程中, 预存的第二相颗粒能够诱导颗粒激发成核并对晶界

产生钉扎效应, 从而抑制晶界处的成核。Huang等人<sup>[16]</sup>的研究结果显示第二相颗粒的引入会在基体内产生额外的界面, 可能会改变再结晶后的晶粒结构和晶体结构, 从而改善所研究材料的机械性能。Huang等人<sup>[17]</sup>的研究结果显示由于颗粒刺激的成核, 静态再结晶发生在第二相颗粒周围。Peng等人<sup>[18]</sup>指出镁合金第二相颗粒影响DRX行为和最终微观结构的形成, 并详细讨论了第二相和晶界对动态再结晶行为的影响机制。Lu等人<sup>[19]</sup>研究发现第二相的不同分布控制着再结晶、织构强度和成分, 并对力学各向异性产生了重大影响。因此, 有效调控第二相的形成和分布变得尤为重要。Zhang等人<sup>[20]</sup>提出了一种包括超声振动和固溶处理的两阶段预处理, 其中超声振动可以使 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相在合金中均匀分布, 而固溶处理使得 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的含量减少, 塑性变形能力得到提高。Lu等人<sup>[19]</sup>通过均质化处理促进 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相的溶解、富铁金属间化合物的转变以及 $\text{AlMgSi}$ 弥散相的析出, 有效调控了第二相粒子的分布。Mohseni等人<sup>[21]</sup>研究表明通过适当的退火温度和时间组合可以在退火过程中保留第二相颗粒, 不仅可以防止无约束的晶粒生长, 还可以避免晶粒尺寸不均匀。Jin等人<sup>[22]</sup>通过梯度热轧, 在同一样品中实现了从初始到变形微结构的不同厚度减薄过渡区, 可以精确、连续地观察变形孪晶和第二相的演变。

收稿日期: 2024-10-29

基金项目: 国家自然科学基金(52201047); 山西省重点研发计划(202302050201013)

作者简介: 支晨琛, 女, 1989年生, 博士, 副教授, 太原科技大学机械工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 2020045@tyust.edu.cn

然而,目前关于轧制温度变化对镁合金微观组织和力学性能影响的研究较少,特别是在等温轧制和升温轧制之间的对比上。因此,本研究采用2种不同的轧制工艺:2次300℃轧制和第1次300℃+第2次400℃的轧制,对Mg-Sn-Zn-Ca合金进行处理,旨在对比其轧制后的显微组织特征和力学性能,探讨第二相调控技术在新型合金开发中的应用进展,为相关领域的进一步发展提供有价值的参考信息,并为镁合金的大规模应用奠定坚实的技术基础。

## 2 实验

实验使用的原材料为由200 kg铸锭经挤压制成的Mg-Sn-Zn-Ca板材,成分为1.8wt%~2.2wt% Sn, 1.8 wt%~2.2wt% Zn, 0.9wt%~1.1wt% Ca。从该板材切取2个尺寸分别为100 mm×60 mm×6 mm的样品,试样的长度、宽度和厚度分别对应于板材的轧制方向(RD)、横向(TD)和法向(ND)。在进行轧制之前,2块板材均在400℃下进行了3 h的均质化处理,其金相显微组织如图1所示。其中一块板材的第1道次轧制在300℃下进行,板材压下25%,随后第2道次轧制仍在同一温度下进行,压下量同样为25%,最终总压下量为43.75%。另一块板材在保持相同的总压下量条件下,将第2道次的轧制温度从300℃提高到400℃。具体的轧制实验方案如表1所示。实验在配有直径为320 mm、长度为400 mm可加热轧辊的双辊轧机上进行,2种样品的轧制速度均为0.1 m/s。为简化描述,将各不同工艺条件下加工的镁合金板材状态分别命名为:ST(same temperature, 300+300℃)和UT(up



图1 400℃均质化处理3 h样品的金相组织

Fig.1 OM image of the sample after homogenization at 400℃ for 3 h

temperature, 300+400℃)。

利用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)和X射线衍射(XRD)在RD-TD平面上观察了初始板材、均质化处理后的板材以及轧制板材的显微组织。为了观察微观结构,采用线切割机,分别从不同状态的Mg-Sn-Zn-Ca板材中切割出沿RD方向长10 mm,沿TD方向宽8 mm的金相样品,用普通砂纸将表面打磨平整后,依次用600#、1000#、1400#、1800#的无锡牌水砂纸进行精细打磨,确保打磨过程中打磨面始终浸没在水中。然后使用抛光机将表面抛光至镜面效果,确保无划痕。随后,按照冰乙酸与乙醇的体积比为7:1混合均匀后,加入苦味酸直至饱和并搅拌均匀,配制腐蚀剂。在打磨好的表面滴上腐蚀剂进行刻蚀,当溶液颜色由黄色变为棕黑色时,迅速用流动的乙醇冲洗干净,随后在Leica DM2700 P光学显微镜下进行金相试样的组织观测。采用ZEISS Sigma-300型扫描电子显微镜进行微观组织和断口形貌观察,包括该合金的晶界形貌、微观组织和宏观断口中的第二相形貌、数量及分布特征。并采用能量分散型光谱仪(EDS)检测第二相的化学成分、截面中的元素分布以及断口的元素分布。需要注意的是,试样在完成拉伸实验后应避免断口与其他物品接触,并立即使用保鲜膜封存,尽快进行检测,以减少拍摄宏观断口形貌时氧化和污染的影响。在X'Pert PRO MPD下采用铜靶辐射,保证表面光滑平整且无污渍。在2θ角度范围为10°~80°的情况下,以5°/min的扫描速度对试样进行XRD测量。

拉伸实验使用岛津AGS-X型拉伸试验机进行,拉伸速率设定为1 mm/min。根据GB/T 16865-2013标准,首先使用CAD软件绘制试样加工图纸,并按相应比例进行缩放。利用线切割方法沿板材轧制方向加工出如图2所示的薄板拉伸试样,然后用砂纸将各表面打磨平滑以除去切割痕迹。接着,对不同工艺组分别进行拉伸实验和拉伸数字图像采集(DIC),从而获得各工艺条件下试样的抗拉强度、屈服强度、延伸率等力学性能参数,并分析板材表面缺陷对拉伸过程的影响。

## 3 结果及分析

### 3.1 金相组织分析

图3展示了不同阶段Mg-2Sn-2Zn-1Ca镁合金板材的OM照片,图3a显示的是Mg-2Sn-2Zn-1Ca合金在轧制前的原始组织,晶粒大小均匀,平均晶粒尺寸约为39.58 μm,

表1 轧制实验工艺

Table 1 Rolling experiment process

Group	Temperature/°C		Each pass reduction/%	Cumulative reduction/%
	First pass	Second pass		
ST	300	300	25	43.75
UT	300	400	25	43.75

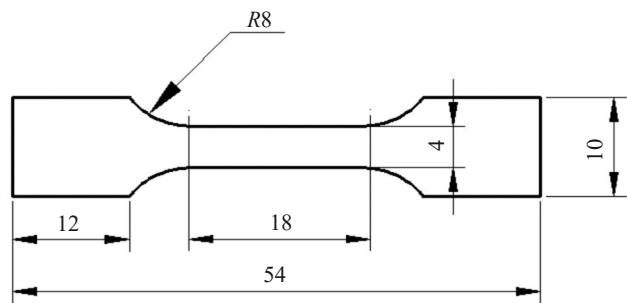


图2 板材拉伸试样的形状及尺寸

Fig.2 Dimension of tensile specimen of sheet

并含有大量孪晶和细小的球形第二相粒子;图3b反映了Mg-2Sn-2Zn-1Ca合金在300 °C下初次轧制后的显微组织,此时的平均晶粒尺寸为24.36 μm,相较于原始状态,晶粒尺寸有所减小,同时观察到细小晶粒的形成,表明有大量的动态再结晶发生,孪晶占比也大幅减少;图3c和3d分别展示了经过ST轧制和UT轧制后得到的板材显微组织,二者在晶粒形状上存在显著差异:ST轧制后的板材显微组织沿轧制方向显著拉长,主要呈现长条状晶粒,再结晶程度较低,且可见明显的形变孪晶,而UT轧制后的板材晶粒经历了显著的动态再结晶,晶粒细

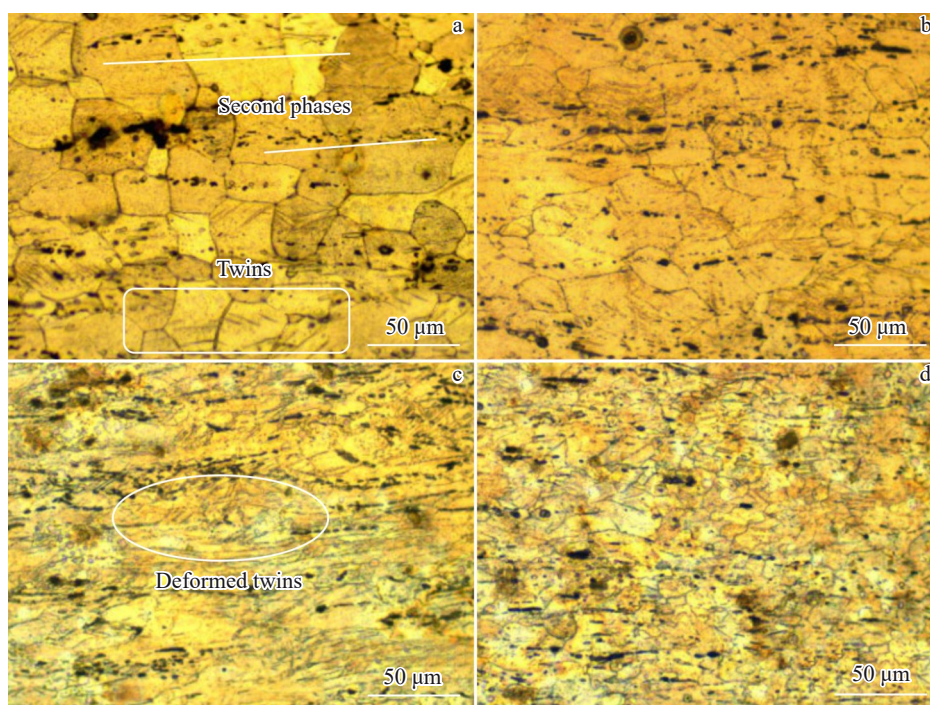


图3 不同阶段镁合金板材的微观组织

Fig.3 Microstructures of magnesium alloy sheet at different stages: (a) original microstructure; (b) single rolling at 300 °C; (c) ST rolling; (d) UT rolling

化至约10.17 μm,这是由于高温提供了足够的能量来激活更多的滑移系<sup>[23]</sup>,从而与孪晶协同作用,促进板材的塑性变形。

### 3.2 SEM及EDS表征分析

图4a、4b是ST轧制后不同放大倍数下的镁合金微观组织图,图4c、4d是UT轧制后不同放大倍数下的镁合金微观组织图。从SEM图中可以看出,UT轧制对镁合金的晶粒结构、尺寸和均匀性产生了显著影响。ST轧制后的晶粒沿轧制方向显著拉长,且观察到部分区域存在显著的孪晶现象,这些孪晶以红色标识突出显示;同时,还有若干明显的剪切带,采用蓝色标识予以区分,晶粒大小差异明显;而UT轧制后的板材晶粒较为均匀,晶粒明显细化,孪晶和剪切带被再结晶晶粒所取代,轧制过程中动态再结晶程度较高。其组织中的第二相均出现较多,

图4a中的第二相附近出现了孪晶,且部分第二相集中的区域晶粒较为细化,表明变形过程中第二相对晶粒的再结晶方式产生了影响,因此,对其进行元素检测,以探究第二相对晶粒再结晶的影响。

根据图5中的EDS元素扫描结果,一道次轧制所得板材中的第二相主要由Mg和Ca这2种元素构成。但在经过ST轧制后,出现了一些粗大第二相的聚集,这些聚集物包含Mg、Zn和Ca 3种元素。而UT轧制得到的板材中含Zn的第二相明显细化,同时存在少量含Mg、Sn和Ca 3种元素的第二相,这是由于含Zn元素的第二相结构稳定性差<sup>[24]</sup>,随着轧制初始温度的升高,含Zn元素的部分第二相溶解进入基体。

此外,在400 °C变形时,Sn和Ca元素的富集与Mg元素形成了稳定的第二相,促进了动态再结晶过程,这正

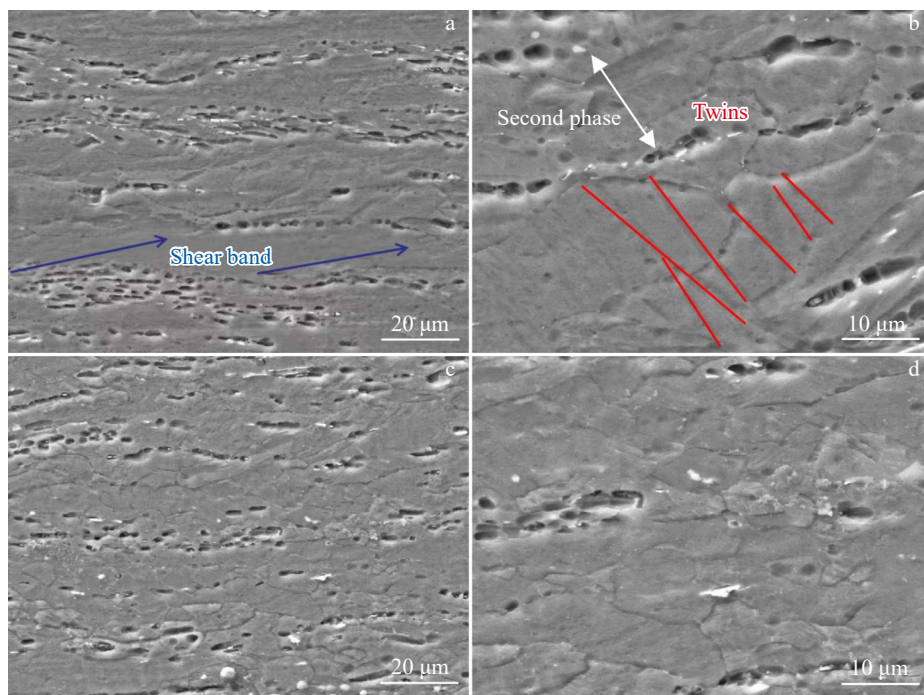


图4 不同工艺轧制后镁合金板材的微观组织

Fig.4 Microstructures of magnesium alloy sheet after rolling by different processes: (a-b) ST rolling and (c-d) UT rolling

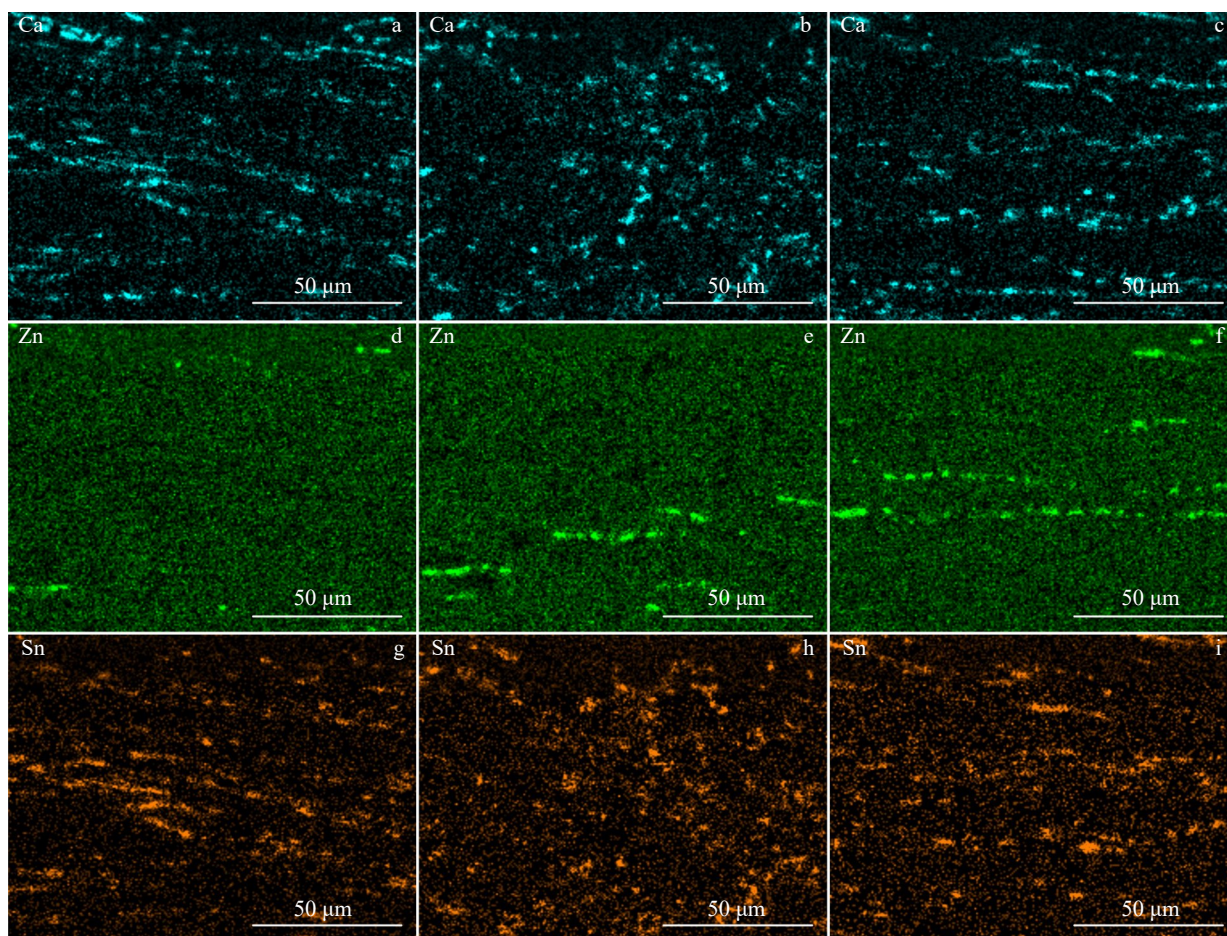


图5 不同工艺轧制后镁合金板材的元素分布图

Fig.5 EDS mappings of magnesium alloy sheet after rolling by different processes: (a, d, g) first rolling; (b, e, h) ST rolling; (c, f, i) UT rolling

是 UT 轧制板材实现整体高强韧性的原因。冯旭辉等<sup>[25]</sup>的研究表明,同时含有 Mg 和 Zn 2 种元素的第二相大量存在会影响板材的加工变形,细化此类第二相有助于提升板材的性能。而 Jia 等<sup>[26]</sup>的研究则指出,球状的 CaMgSn 相能够细化晶粒,进而提高材料的强度和韧性。因此,UT 轧制得到的 Mg-Sn-Zn-Ca 板材表现出较为均匀的高性能,板形良好,没有“舌状”缺陷和较大的边裂。

而在 ST 轧制过程中,材料中大量的第二相对位错运动起到了阻碍作用,导致位错塞积,使得第二相附近的位错密度增高、应变储能增大,从而使这些区域成为再结晶的优先形核位置,导致第二相周围再结晶晶粒较少。同时,ST 轧制后板材中的含 Zn 第二相的占比有所增加,这两方面因素共同作用,导致板材在轧制后出现舌状缺陷,从而使得板材的整体性能极不均衡。为了确定不同阶段板材中第二相类型的变化,对不同阶段的板材进行了 XRD 检测。

### 3.3 XRD 分析

图 6 中分别为 300 °C 一道次轧制、ST 轧制和 UT 轧制后板材的 XRD 图谱。图谱 a 中除了  $\alpha$ -Mg 基体外,主要存在  $Mg_2Sn$  和  $Mg_2Ca$  相,这主要是因为固溶处理后,大量含 Zn 的第二相溶解进入了基体,在一道次轧制后 Sn 和 Ca 的富集又与 Mg 元素形成了  $Mg_2Sn$ 、 $Mg_2Ca$  以及少量的 CaMgSn 相;而图谱 b 中  $Mg_2Sn$  的峰值与 a 中  $Mg_2Sn$  的峰值相比明显降低,表明其含量减少,而  $Mg_xZn_y$  处峰值有所提高,说明在 ST 轧制后板材中的 Zn 元素重新富集并与破碎后的晶粒重新组合形成了  $Mg_xZn_y$  相。 $Mg_xZn_y$  相的存在会影响板材的变形能力,容易导致加工过程中的缺陷产生。图谱 c 相对于一道次轧制后的板材成分, $Mg_2Sn$  相的峰值略有减少,但 CaMgSn 相的峰值基本保持不变,这可能是由于在 400 °C 的温度轧制时, $Mg_2Sn$  相部分溶解进入基体<sup>[27]</sup>,而高熔点的 CaMgSn 相因较高的熔点得以保留。通过 XRD 检测确定了相的成分,能够更加明确不同轧制工艺下第二相对板材形貌、性能和微观组织的影响。

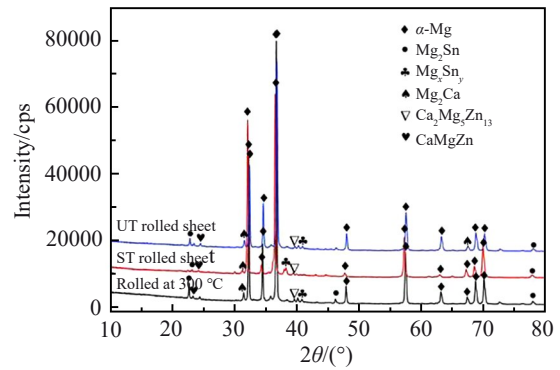


图 6 不同阶段的镁合金板材的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of magnesium alloy sheet at different stages

综上所述, Mg-Sn-Zn-Ca 板材轧制前的第二相主要包括  $Mg_2Sn$ 、 $Mg_2Ca$  和  $Mg_xZn_y$ 。由于  $Mg_xZn_y$  的存在,通过文献查阅和实验验证,确定其适宜的变形温度为 300 °C。经过初始温度为 300 °C 的一道次轧制后,通过 XRD 和 EDS 对比分析发现,  $Mg_xZn_y$  相含量减少,而  $Mg_2Sn$  相的含量有所上升。通过查阅 Mg-Sn 二元相图可知,在 400 °C 时  $Mg_2Sn$  相的溶解度最高,Sn 元素溶解进入基体还能够细化沉淀物,降低锥面滑移的临界剪切应力 (CRSS)<sup>[28]</sup>。而 ST 轧制采用的二道次轧制温度较低,导致板材中  $Mg_xZn_y$  相重新富集,造成变形困难和表面缺陷。因此,采用 UT 轧制的板材相较于 ST 轧制的板材,整体性能更优,板形良好,再结晶程度优于 ST。

### 3.4 第二相对板材性能及断口形貌的影响机理

图 7 展示了 ST 轧制和 UT 轧制所得到板材的真实应力-应变曲线及力学性能。其中,ST-1 和 UT-1 代表 2 种工艺轧制所得板材的边部试样,ST-2 和 UT-2 代表板材的中部试样。从图中可以看出,经过 UT 轧制后,板材的抗拉强度 (UTS) 和延伸率 (EL) 均得到了显著提升,从原始板材的 217 MPa 和 16.9%,分别提高至 295.6 MPa 和 20.9%。这主要是由于在多道次升温轧制后,板材的晶粒尺寸不

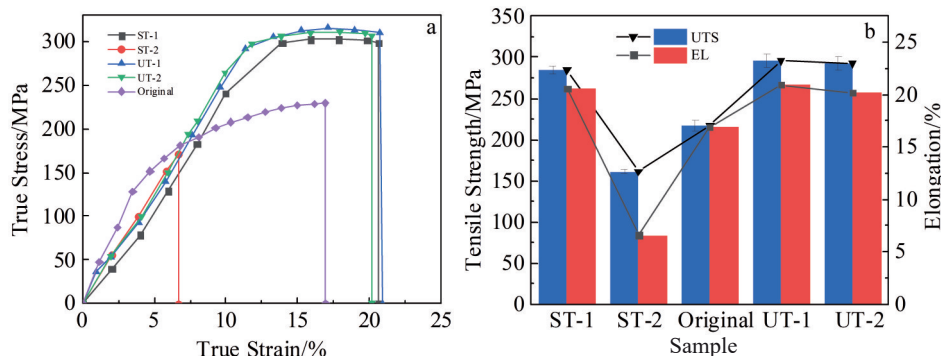


图 7 不同轧制工艺下板材的真应力-真应变响应及力学性能

Fig.7 True stress-true strain curves (a) and mechanical properties (b) of sheets under different rolling processes

断降低<sup>[29]</sup>,从39.58 μm细化至10.17 μm,细晶强化作用显著。经过ST轧制的板材边部性能较原始性能有所提高,抗拉强度和延伸率分别达到284.2 MPa和20.6%,但板材中部出现了明显的“舌状”缺陷,导致抗拉强度和延伸率仅为161.3 MPa和6.6%。其原因是ST轧制的晶粒形态和尺寸差异较大,且由于第二道次的轧制温度较低,未能充分激活滑移系(包括柱面滑移和锥面滑移),导致位错滑移受阻<sup>[30]</sup>,在板材表面附近出现了微裂纹,最终表现为沿微裂纹的快速断裂。为了更好地展示试样断裂的实时情况,采用DIC技术对拉伸过程中的应变进行了采集。

图8为不同工艺轧制后板材拉伸试样的DIC图像对比。可以看出,在拉伸时,图8a、8c、8d中的试样在失效断裂前均出现了均匀的应变集中,并从应变集中区域发生断裂失效,且断口形貌基本一致。然而,从图8b中可以明显看出,ST轧制的板材中部试样在断裂前出现了2处应变集中,导致材料在拉伸测试过程中快速失效。从宏观上表现为力学性能的显著差异,即经过ST轧制后板材中部性能与边部性能相差较大,ΔUTS=123 MPa,ΔEL=14%。这主要是由于ST轧制第二道次的轧制温度相对较低,未能提供足够的变形能量<sup>[30]</sup>,动态再结晶程度较低。此外,根据图8分析推断,在ST轧制后板材内部可能出现了部分Mg<sub>2</sub>Zn<sub>3</sub>相<sup>[11]</sup>,影响了板材的成形性能,同时第二相的钉扎作用导致局部位错对晶界滑移的阻碍较大<sup>[22]</sup>,从而在板材表面产生了微裂纹,最终在性能检测时表现出沿微裂纹快速断裂的现象,从失效断口的形状

即可看出这一点。

为了进一步探究断裂机理和原因,对板材宏观断口形貌进行了EDS元素扫描,以确定影响断裂的第二相成分。

图9为ST板材和UT板材拉伸断口形貌和元素分布图。从元素分布图中可以看出,经过2种轧制后的板材断口中Zn元素的富集区域较少,而Sn和Ca元素富集较多,表明断裂主要始于含Mg、Sn、Ca元素的第二相。从其元素分布图中也可以看出,ST轧制后存在较多大面积的元素富集区域,而UT轧制后的元素分布较为均匀,团聚的第二相会导致局部的应力集中,在变形不均匀的情况下引起材料的提前失效,因此,UT轧制工艺较为优越。

图10a为镁合金原始板材的拉伸断口形貌图,图10b为其局部放大图。可以看出,原始板材的断口形貌中存在大量的解理台阶和明显的河流花样,韧窝极少,表现出典型的脆性断裂特征;在经过ST轧制后的板材拉伸断口如图10c、10d所示,可以看到,其断口形貌出现了少量较浅的韧窝,同时伴有部分撕裂棱;图10e、10f展示了经过UT轧制后的断口形貌,其中韧窝的数量显著增加,且深度较大,表明塑性变形参与了拉伸过程,呈现出韧性断裂和脆性断裂的混合断裂机制。

结果表明,ST轧制和UT轧制均可以提高Mg-Sn-Zn-Ca合金的塑性。2种工艺所得板材的边部性能较为优良,ST轧制以脆性断裂为主,而UT轧制由于具有较多的韧窝,板材断裂机制以韧性断裂为主,因此在宏观上表

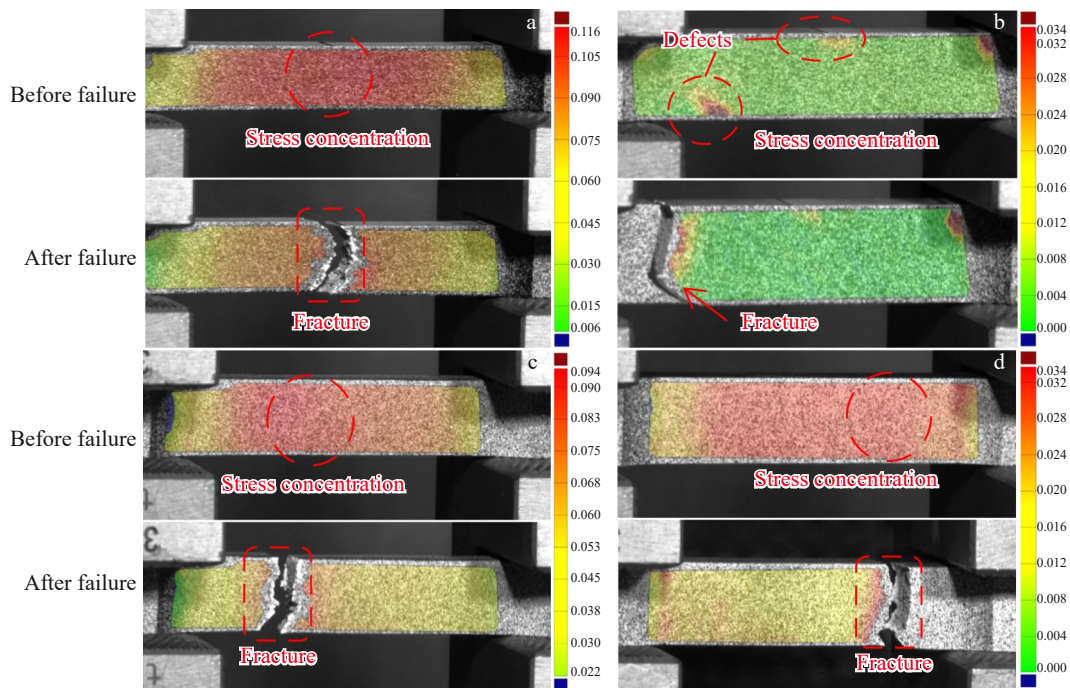


图8 不同工艺轧制后板材拉伸试样的DIC图像

Fig.8 DIC images of sheet tensile samples after rolling with different processes: (a) edge sample of ST-rolled sheet; (b) middle sample of ST-rolled sheet; (c) edge sample of UT-rolled sheet; (d) middle sample of UT-rolled sheet

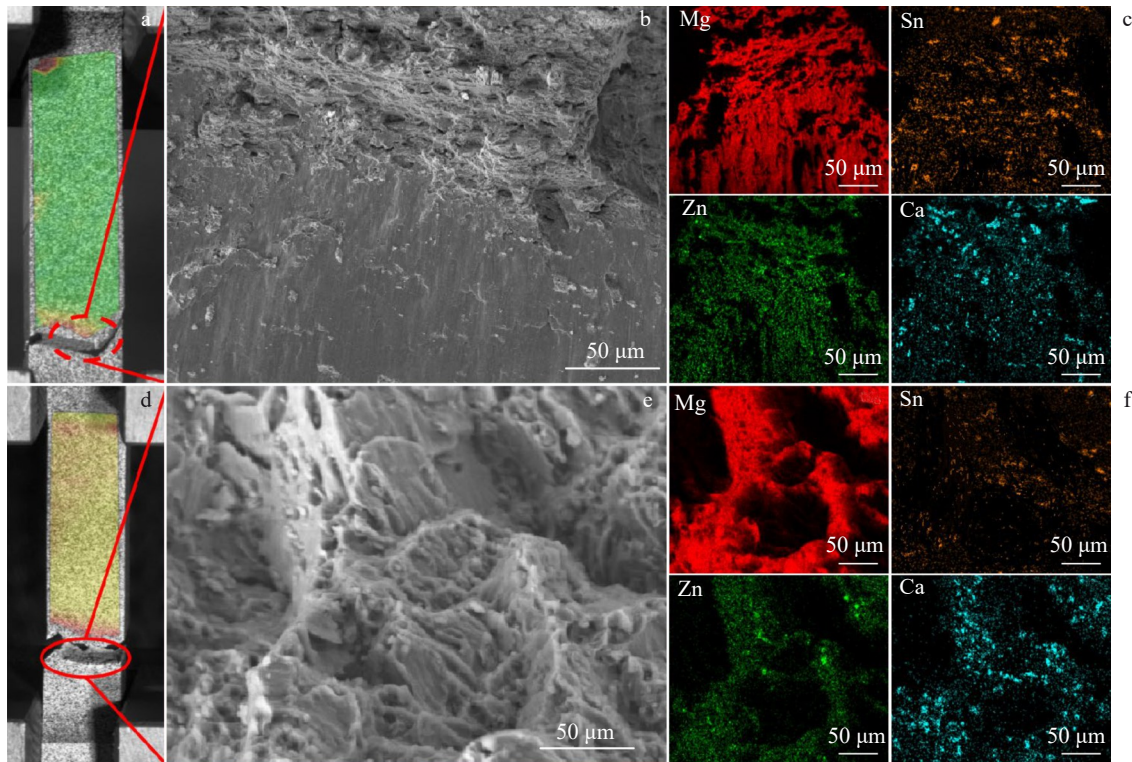


图9 不同工艺轧制后板材拉伸试样的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies (a–b, d–e) and corresponding EDS mappings (c, f) of sheet tensile specimens rolled by different processes: (a–c) ST rolling; (d–f) UT rolling

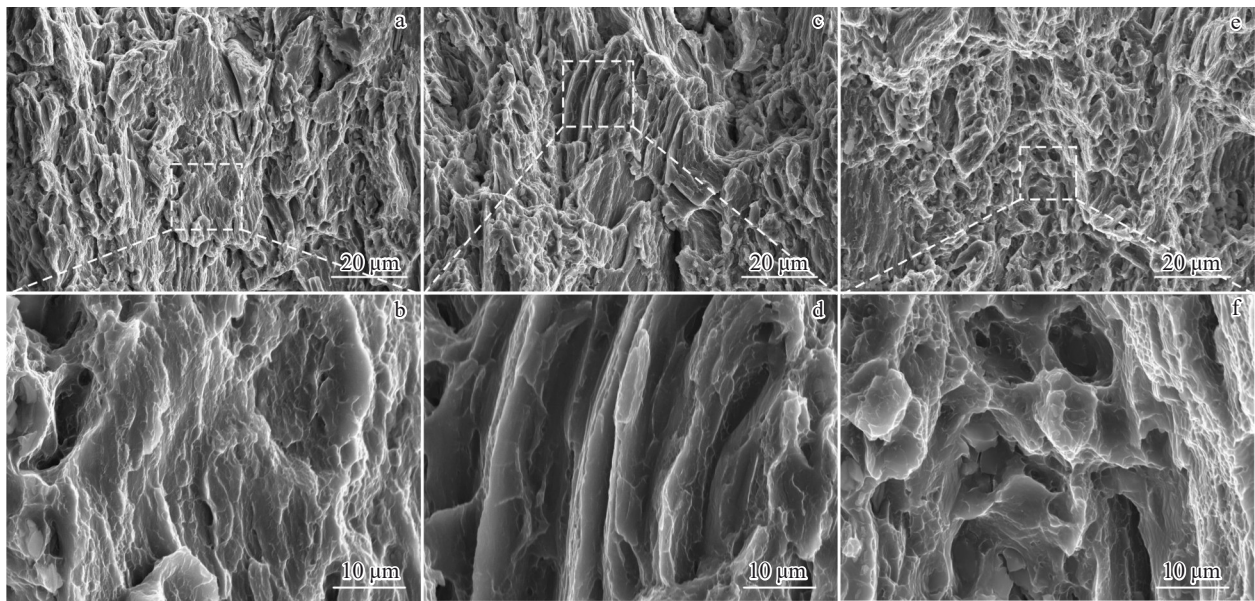


图10 不同轧制工艺下镁合金板材拉伸断口的SEM形貌

Fig.10 SEM morphologies of tensile fracture of magnesium alloy sheet under different rolling processes: (a) original, (c) middle tensile fracture of ST-rolled sheet; (e) middle tensile fracture of UT-rolled sheet; (b, d, f) enlarged images of marked areas in Fig.10a, Fig.10c and Fig.10e

现为延伸率高于ST轧制。

综上,可知Mg-2Sn-2Zn-1Ca是一种温度敏感性高的高强韧性协调板材,其经过简单的二道次轧制便可获得

较为优异的力学性能。但在变形过程中需要及时对材料中的 $Mg_xZn_y$ 和粗大的 $Mg_2Sn$ 、 $Mg_2Ca$ 进行适当的调控。本研究主要采用了UT轧制,针对一道次轧制后粗大的

Mg<sub>2</sub>Sn相进行了400 °C处理,以保证其在二道次轧制后的良好形貌和性能,减少缺陷,对合金化的镁合金板材生产加工有指导意义。

## 4 结论

1)相比ST轧制,UT轧制的板材更易变形,板形较好。从微观组织看ST轧制后的晶粒以长条状为主,且存在较多的形变孪晶。而UT轧制板材的晶粒尺寸大幅降低,与原始平均晶粒尺寸的39.58 μm相比,约细化至10.17 μm。在2种工艺轧制所得的板材中均存在较多的第二相分布,通过对比EDS结果和SEM图像可知,轧制过程中,第二相对位错的运动造成阻碍,使位错密度增大,应变储能大,形成位错塞积,从而成为再结晶的择优形核位置,而UT二道次轧制温度较高,所以再结晶程度优于ST。

2)Mg-Sn-Zn-Ca合金在轧制时第二相的变化较为明显。在轧制前板材的第二相以Mg<sub>2</sub>Sn、Mg<sub>2</sub>Ca和Mg<sub>x</sub>Zn<sub>y</sub>为主,经过初始温度为300 °C的一道次轧制后Mg<sub>x</sub>Zn<sub>y</sub>相含量减少,Mg<sub>2</sub>Sn相含量增加,在ST轧制后Mg<sub>x</sub>Zn<sub>y</sub>相重新富集,在UT轧制后部分Mg<sub>2</sub>Sn溶解进入基体细化了沉淀物,降低了锥面滑移的CRSS。而Mg<sub>x</sub>Zn<sub>y</sub>相的重新出现影响了二道次轧制板材的板形和性能,因此在加工时应选择UT轧制工艺对此板材进行加工。

3)经过2种不同工艺轧制后的板材性能均有显著提升。其中,ST轧制和UT轧制后板材边部的试样的抗拉强度和延伸率分别达到284.2 MPa、20.6%和295.6 MPa和20.9%,相较原始板材的217 MPa、16.9%均有较大幅度提升。而ST轧制后板材中部试样的抗拉强度和延伸率仅有161.3 MPa、6.6%,经DIC图像分析可得,其板材的中部产生了缺陷,导致其性能显著下降。通过断口形貌及元素分析,发现其原因是ST轧制后断口出现较大区域的Mg、Ca元素富集,导致了拉伸时材料第二相处的应力集中和不均匀变形,从而影响了性能。

## 参考文献 References

- [1] Zhang J Y, Miao J S, Balasubramani N *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(11): 3867
- [2] Wu G H, Wang C L, Sun M *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 9(1): 1
- [3] Sun Decong(孙德聪), Chen Shuaifeng(陈帅峰), Song Guangsheng(宋广胜) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 882
- [4] Jia W T, Ma L F, Le Q C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 783: 863
- [5] Liu B, Yang J, Zhang X Y *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(1): 15
- [6] Guo P C, Li L X, Liu X *et al.* *International Journal of Impact Engineering*[J], 2017, 109: 112
- [7] Tong L, Jiang J, Bi G L *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2025, 13(6): 2825
- [8] Lee D, Kim B, Lee S *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 163: 125
- [9] Hou L D, Li Z, Zhao H *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2016, 32(9): 874
- [10] Liu J M, Jia H L, Song J W *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 1873
- [11] Zhang Zhaobin, Kim Jonghyun, Pu Heng *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 2023
- [12] Wang S C, Chen S Y, Jin Z Z *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2025, 13(4): 1630
- [13] Romero Carlos, Yang Fei, Zhuang Shuzhi *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 792: 139836
- [14] Hou Z C, Nie Z H, Liu Z C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 865: 158872
- [15] Zhu N Y, Sun C Y, Li Y L *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2021, 200: 110858
- [16] Huang Ke, Marthinsen Knut, Zhao Qinglong *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 284
- [17] Huang X S, Suzuki K, Chino Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 538: 281
- [18] Peng P, Zhang K M, She J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 25: 157958
- [19] Lu B, Li Y, Wang Y *et al.* *Materials Characterization*[J], 2021, 176: 111038
- [20] Zhang Z Y, Wang H X, Wang Z W *et al.* *JOM*[J], 2019, 71(7): 2178
- [21] Mohseni M, Eivani A R, Vafaenezhad H *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 3585
- [22] Jin Z Z, Cheng X M, Zha M *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(9): 2017
- [23] Liao J, Zhang L X, Xiang H L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 895: 162575
- [24] He Y, Wen K, Li Z H *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 3646
- [25] Feng Xuhui(冯旭辉), Sun Youping(孙有平), He Jiangmei(何江美) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2021, 50(22): 149
- [26] Jia Y Y, Cai Z H, Fan Q H *et al.* *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2022, 75(7): 1751
- [27] Sha S, Wang F, Li R G *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 32: 1274
- [28] Park S H, Jung J G, Yoon J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 626: 128
- [29] Pei D, Wang L, Ge Z B *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 958: 170406
- [30] Zhong F, Wang Y, Wu R Z *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 831: 154765
- [31] Ke Jing(柯静), Guo Lintong(郭林通). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(4): 336



## Regulation of Secondary Phases in Mg-Sn-Zn-Ca Alloys Through Incremental Temperature Rolling and Their Performance

Zhi Chenchen<sup>1,2</sup>, Si Lei<sup>1</sup>, Li Peijin<sup>3</sup>, Liu Pengtao<sup>1</sup>, Huang Zhiquan<sup>1</sup>, Ma Lifeng<sup>1,2</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Key Laboratory of Metallurgical Equipment Design Theory and Technology,

Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(3. National Key Laboratory of Advanced Stainless Steel, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** To investigate the effect of secondary phases on the microstructure and mechanical properties of Mg-Sn-Zn-Ca alloys, this study employed both isothermal and incremental temperature rolling processes on Mg-2Sn-2Zn-1Ca magnesium alloy sheets. Mechanical tests reveal that the yield strength (161.3 MPa) and elongation (6.6%) of the isothermally rolled sheet are significantly lower than those of the incremental-temperature-rolled sheet, which exhibits a yield strength of 295.6 MPa and an elongation of 20.9%. Microstructural analyses indicate that the isothermally rolled sheet exhibits a coarse-grain microstructure with a large number of deformation twins. In contrast, the incremental temperature rolling process effectively decreases the grain size to 10.17  $\mu\text{m}$  through the regulation of secondary phase. During isothermal rolling, an increase in the content of secondary phases ( $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ ) leads to larger particle sizes, which induces stress concentration, thereby contributing to premature material failure. Conversely, incremental temperature rolling facilitates interactions between secondary phases and high-density dislocation regions, acting as preferential nucleation sites during recrystallization, and thereby enhancing the plasticity of the material.

**Key words:** magnesium alloy; incremental temperature rolling; secondary phase; microstructure; mechanical property

---

Corresponding author: Ma Lifeng, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: mlf\_zgtyust@163.com