Material Sciences 材料科学, 2022, 12(7), 761-770
Published Online July 2022 in Hans. http://www.hanspub.org/journal/ms
https://doi.org/10.12677/ms.2022.127084

微量Zr对6082铝合金晶粒亚结构演变的影响

袁雨青[1]，郑　涌[1]，李俊俊[2]，邓运来[2*]

[1]中车青岛四方机车车辆股份有限公司，山东 青岛
[2]中南大学材料科学与工程学院，湖南 长沙

收稿日期：2022年6月14日；录用日期：2022年7月21日；发布日期：2022年7月29日

摘　要

通过研究不同应变速率(10^{-3}~1 s^{-1})下6082、Zr-6082铝合金的热变形行为以及微观结构演变，采用准原位EBSD对热处理前后晶粒组织的演变过程进行了分析，进一步探讨了Zr的加入对晶粒亚结构的调控作用，两种合金的流变应力曲线表明在低应变速率(10^{-3}~10^{-1} s^{-1})下，动态软化作用大于加工硬化，主导了变形过程；在高应变速率下，动态软化和加工硬化达到平衡。随着应变速率增大，峰值应力水平增大，且Zr-6082合金的流变应力和峰值应力水平相比6082合金更大，其中应变速率为0.01时峰值应力相比6082合金增大21.1%。微量Zr合金化后亚晶体积分数、位错密度增加，再结晶水平降低，且应变速率越高的试样再结晶水平越低，Zr的加入促进了6082合金在热变形过程中动态回复的延迟和动态再结晶的抑制。在后续的热处理过程中，Zr同样起到了抑制再结晶的作用，变形态产生较多亚结构的样品热处理后保留较多的亚结构。在较高的应变速率下变形的样品，力学性能较好，Zr的加入促进了亚结构的形成，含Zr的6082合金热变形态和时效态的硬度值均高于6082合金。

关键词

Al-Mg-Si铝合金，Zr添加，晶粒亚结构，微观组织

Effect of Trace Zr on Grain Substructure Evolution of 6082 Aluminum Alloy

Yuqing Yuan[1], Yong Zheng[1], Junjun Li[2], Yunlai Deng[2*]

[1]CRRC Qingdao Sifang Locomotive and Rolling Stock Co., Ltd., Qingdao Shandong
[2]School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha Hunan

Received: Jun. 14th, 2022; accepted: Jul. 21st, 2022; published: Jul. 29th, 2022

Abstract

By studying the thermal deformation behavior and microstructure evolution of 6082 and Zr-6082

*通讯作者。

文章引用: 袁雨青, 郑涌, 李俊俊, 邓运来. 微量 Zr 对 6082 铝合金晶粒亚结构演变的影响[J]. 材料科学, 2022, 12(7): 761-770. DOI: 10.12677/ms.2022.127084

aluminum alloys under different strain rates (10^{-3}~1 s^{-1}), the evolution process of grain structure before and after heat treatment was analyzed by quasi *in-situ* EBSD, and the effect of Zr addition on grain substructure was further discussed. The flow stress curves of the two alloys showed that the dynamic softening effect was greater than work hardening at low strain rates (10^{-3}~10^{-1} s^{-1}), dominated the deformation process; At high strain rate, dynamic softening and work hardening reach equilibrium. With the increase of strain rate, the peak stress level increases, and the flow stress and peak stress level of Zr-6082 alloy are greater than that of 6082 alloy. When the strain rate is 0.01, the peak stress increases by 21.1% compared with that of 6082 alloy. After microalloying with Zr, the volume fraction of subgrain and dislocation density increased, the recrystallization level decreased, and the higher the strain rate, the lower the recrystallization level. The addition of Zr promoted the delay of dynamic recovery and the inhibition of dynamic recrystallization of 6082 alloy during hot deformation. In the subsequent heat treatment process, Zr also played a role in inhibiting recrystallization. The samples with more substructures produced by morphology change retained more substructures after heat treatment. The samples deformed at higher strain rate have better mechanical properties. The addition of Zr promotes the formation of substructure. The hardness values of 6082 alloy containing Zr are higher than those of 6082 alloy in both thermal deformation morphology and aging state.

Keywords

Al-Mg-Si Alloys, Zr Additions, Grain Substructures, Microstructures

Copyright © 2022 by author(s) and Hans Publishers Inc.
This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).
http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/
Open Access

1. 引言

6xxx 系铝合金中含有的合金元素较多，不同的合金元素对合金的性能起到的作用也不尽相同。元素 Mg 和 Si 是 6000 系铝合金中添加的主要合金元素，还添加少量的 Cu，杂质元素 Fe，微量的过渡元素 Mn、Cr、Ti、Zr，还有稀土元素[1] [2] [3]。合金的综合性能受合金元素的影响很大，通过研究合金化，增添适当的合金元素种类和数量，可以开发出综合性能更好的合金材料[4]。通常 Mg/Si 比达到 1.73 时才能形成 Mg_2Si 价化合物，当 Si 含量过高时能提高合金的强度和成型性，但会降低其抗应力腐蚀敏感性；过量的 Mg 能提高合金的抗腐蚀能力，但是会带来强度的损失和成型性的降低。Cu 在 6xxx 系合金中的作用为形成大量固溶体和产生沉淀强化作用[5]。在 Mg 和 Si 同时存在的情况下，在合金中添加 Cu 在室温下便能产生时效强化效果，且随着 Cu 的增多，合金的可焊接性能和抗腐蚀性能降低[1] [6]。

Zr 元素最早用于 Al-Zn-Mg-Cu 系超高强铝合金的研究，加速了新型商用高强度铝合金的研发，如 7050、AA7085 等，且广泛应用于军事、航天航空等领域[7] [8] [9]。含 Zr 铝合金经过热处理可获得大量细小球形共格亚稳定的 Al_3Zr 弥散相，起到弥散强化和细晶强化的双重作用，从而显著提高铝合金的综合性能[10] [11] [12]。金属材料的高温流变行为能为热加工工艺参数提供理论指导，铝合金在热变形时表现出来的流变行为受到多种因素的影响，包括变形温度、应变速率、变形程度以及微观组织变化等。金属内部在高温变形过程中产生的亚结构和位错都处于不稳定的状态，在一定的温度下将发生转变，因此在后续热处理过程中伴随着静态回复和静态再结晶的发生[13] [14]。本文拟通过热压缩实验，研究微量 Zr 的添加在热变形过程中对 6082 铝合金流变应力及动态软化机制的影响，以及热处理前后对 6082 合金晶粒亚结构的调控作用。

2. 实验材料及方法

试验研究的两种 6082 铝合金由东北轻合金研究购买，主要化学成分如表 1 所示，为了使合金成分无偏析，首先将其进行均匀化处理。

Table 1. Chemical composition of 6082 aluminum alloy used in experiment/wt.%
表 1. 实验用 6082 铝合金的化学成分/wt.%

合金	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti	Al
6082	0.85	0.31	0.61	1.09	0.17	0.10	0	0.09	余量
6082-Zr	0.83	0.29	0.62	1.06	0.18	0.10	0.10	0.09	余量

从均匀化处理的 6082 铝合金板材中取尺寸为 Φ100 × 150 mm 的圆柱试样进行镦粗实验，坯料镦粗温度为 500℃，应变速率分别为 0.05 s^{-1}、0.1 s^{-1}、0.2 s^{-1}、0.3 s^{-1}，总变形量为 20%，在 4000 吨锻造液压机上进行镦粗实验。在实验进行之前，坯料以 10℃/s 的速度进行升温，随后保温 1 小时使圆柱形试各个位置温度分布均匀。在镦粗进行之前，在坯料和砧板接触面涂上碳化硼使其得到润滑，减少摩擦对变形的影响，从而保证试样均匀变形。等温压缩试样的流变应力通过在热模拟机上的加载力传感器实时测量，为了研究 6082 铝合金锻件和添加 Zr 的 6082 铝合金等温压缩样在热处理前后的微观组织，通过 ZEISS EVO MA10 扫描电子显微镜的电子背散射衍射(EBSD)对不同状态下的锻件的组织形貌进行表征，样品表面与扫描电子显微镜的倾斜角为 70°，当电子束入射到样品上时激发形成 EBSD 花样，然后通过对花样进行识别和标定确定晶粒尺寸和晶粒取向等晶体学信息。为了对比等温压缩试样热处理前后的组织变化，在试样中心位置打硬度点进行标注。压缩试样经过 550℃/1 h 热处理立即水淬，对原来的区域再次进行 EBSD 成像，获得准原位 EBSD 图像。在准原位 EBSD 成像前，需将热处理后的样品重新电解抛光 8 s，确保二次抛光减薄量 ≤ 1 μm。

扫描电子显微镜的加速电压为 20 KV，样品台倾斜 70°，工作距离为 15 mm。EBSD 样品在 10 vol.% $HClO_4$ 和 90 vol.% C_2H_5OH 的混合酸溶液中进行电解抛光，溶液温度为 25℃，电压为 20 V，电解时间为 8 s。所得到的 EBSD 数据采用 HKL Channel 5 软件进行分析，利用直线截距法测量晶粒尺寸，取向差为 2°~15°区间的晶界为小角度晶界(low-angle grain boundaries, LABs)，用白线标识。取向差大于 15°的晶界为大角度晶界(high-angle grain boundaries, HABs)，用黑线标识。此外，进行 EBSD 分析以使用线性截距法测量变形样品的亚晶粒尺寸。

3. 结果与讨论

3.1. 不同 Zr 含量铝合金真应力－真应变曲线

不同 Zr 含量的 6082 合金的热压缩试验是在 500℃变形温度和 10^{-3} s^{-1} 到 1 s^{-1} 的应变速率下进行的，在热变形过程中获得的真应力－真应变曲线如图 1 所示。一般来说，加工硬化和动态软化在金属材料热塑性变形过程中是个相互竞争的过程，其中动态软化的机制主要为动态回复和动态再结晶两种机制。在变形过程中，首先从易滑移阶段过渡到加工硬化阶段，当达到峰值流变应力后发生动态流变软化，直至应变结束。

试样在低应变速率下(10^{-3} s^{-1}、10^{-2} s^{-1} 和 10^{-1} s^{-1}，如图 1(a)~(c)所示)，当流变应力达到峰值后，应力随着应变的增大表现出下降的趋势，这表明应变速率较低时，动态回复和动态再结晶软化机制在变形过程中占据主导地位。当在较高的应变速率(如图 1(d)所示)下变形时，流变应力达到峰值后，呈现较为稳定的状态，动态回复和加工硬化大体上趋于平衡，因此曲线趋于平缓。此外，很明显看到流变应力和峰值应力水平随着应变速率的增加而增大，这与前人关于铝合金高温变形行为的研究大体一致[15] [16]。

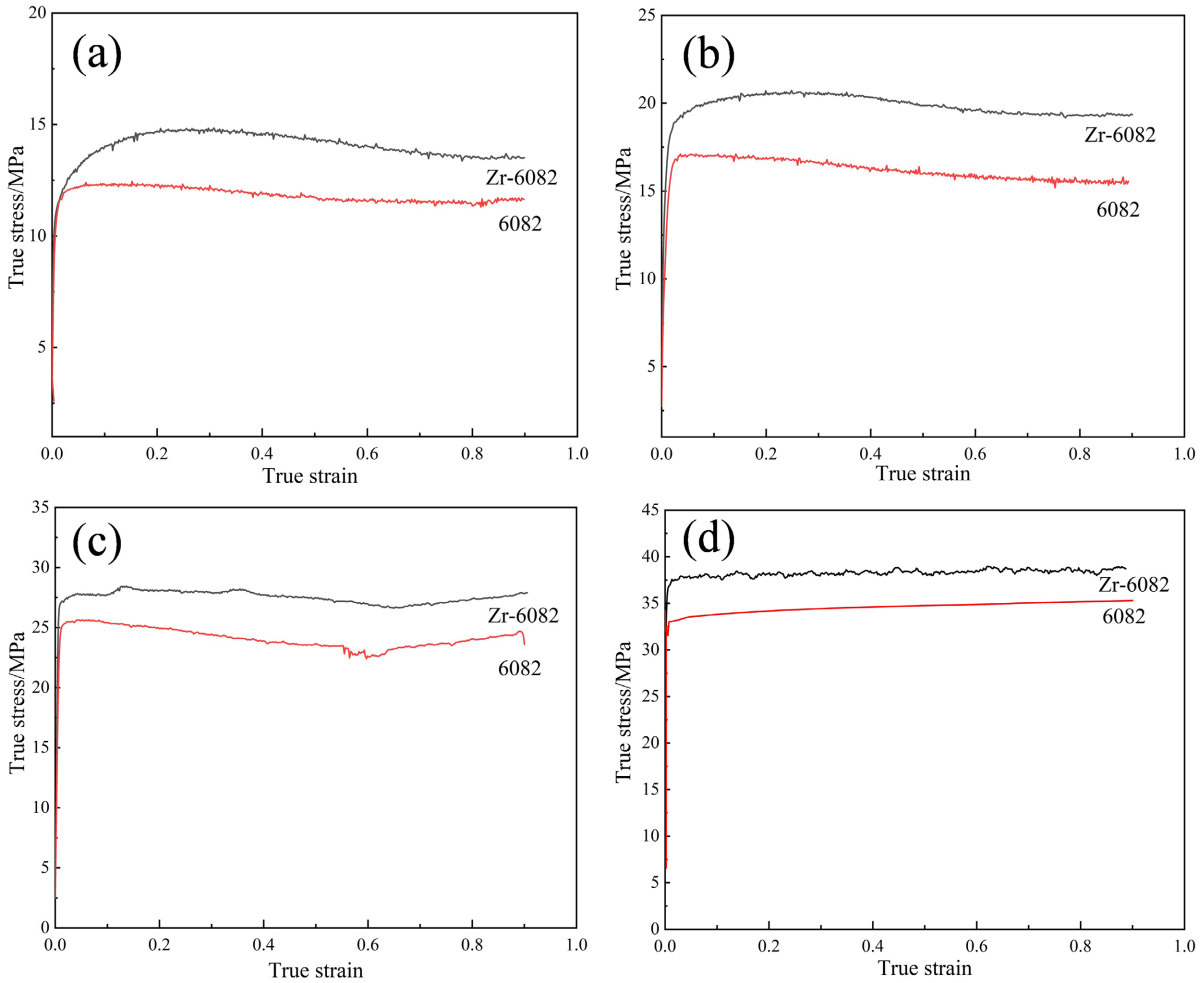


Figure 1. Typical true stress-strain curves of the two alloys during hot compression: (a) 0.001 s^{-1}; (b) 0.01 s^{-1}; (c) 0.1 s^{-1}; (d) 1 s^{-1}

图 1. 两种合金热压缩过程中的典型真应力－应变曲线：(a) 0.001 s^{-1}；(b) 0.01 s^{-1}；(c) 0.1 s^{-1}；(d) 1 s^{-1}

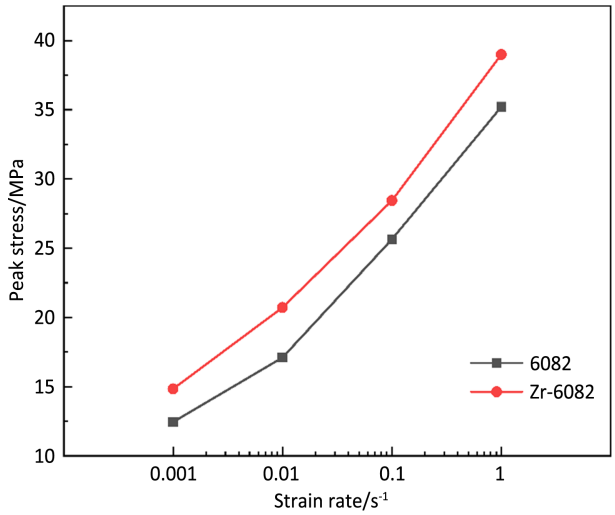


Figure 2. Peak stress evolution of the two alloys at different strain rates

图 2. 两种合金不同应变速率下峰值应力演变

通过对比两种合金的应力－应变曲线，不难发现含 Zr-6082 合金的流变应力和峰值应力水平相比不含 Zr 合金显著增加。图 2 说明了不同 Zr 含量合金的峰值流变应力随应变速率的变化，两种合金的峰值流变应力都随应变速率的增加而升高，且随着 Zr 的加入，峰值应力值显著提高。例如在应变速率为 0.01 s^{-1} 时，6082 合金的峰值应力为 17.1 MPa，材料与 Zr 合金化以后，Zr-6082 合金的峰值应力增加到 20.7 MPa，相对于 6082 合金峰值应力增加了 21.1%。结果表明，Zr 的微合金化可以延缓母材的动态软化，提高其在高温下的抗变形能力。

3.2. 热变形中再结晶行为研究

图 3 为含 Zr-6082 合金的原始微观组织，两种合金的组织均为柱状晶，含 Zr 的 6082 平均晶粒尺寸为 84 μm，其晶粒尺寸相对较为细小。通过分析晶界取向差分布图，LAGBs 占比为 87.6%，HGBs 占比为 12.4%，说明变形组织亚晶结构占主要成分。

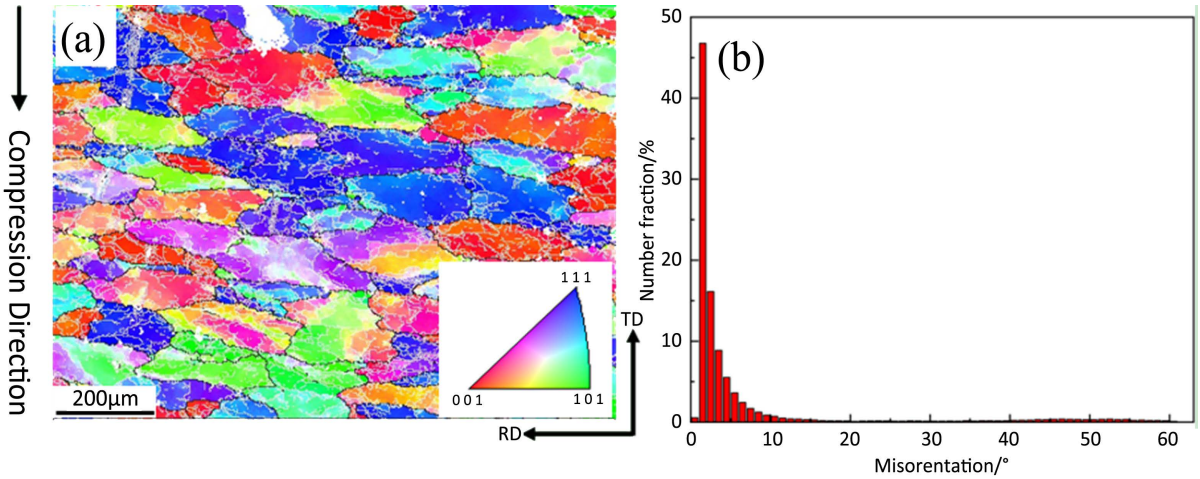


Figure 3. Microstructure of two kinds of aluminum alloy billets: (a) Zr-6082 IPF diagram; (b) Grain boundary orientation distribution diagram

图 3. 两种铝合金坯料微观组织：(a) Zr-6082 IPF 图；(b) 晶界取向差分布图

图 4 和图 5 显示了两种合金在不同应变速率下的晶粒结构。在变形过程中，原始晶粒被严重撕裂并断裂成不规则的变形带。总体来说，随着应变速率从 10^{-3} s^{-1} 增加到 1 s^{-1}，晶粒破碎程度增加，晶粒细化。两种合金的组织演变都显示相似的趋势。当应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时，晶粒尺寸明显增大，几乎全部为等轴再结晶晶粒，在晶粒边界处形成了大量的再结晶晶粒。说明在较低的应变速率下，变形引起的加工硬化有足够的时间被合金的软化机制抵消，再结晶晶粒也有足够的时间长大。而在应变速率较大时，由于动态软化所需的时间比等温压缩的时间长，来不及发生再结晶，故保留了更多的变形组织。在晶粒内部伴随着许多变形亚结构，且随着应变速率的增大，晶粒内部的变形亚结构增多。

对比两种合金的 IPF 图，观察到两种合金内都有大量的小角度晶界，随着应变速率从 10^{-3} s^{-1} 增大至 1 s^{-1}，图中小角度晶界数量明显增多。说明亚晶粒的数量随着应变速率增大而不断增多，且含 Zr 的 6082 铝合金晶粒内部具有更多的小角度晶界，表明含 Zr 的 6082 铝合金晶粒亚结构的密度更高。随着应变速率下降到 10^{-3} s^{-1}，除了发生动态回复外，在不含 Zr 的 6082 合金内部还发生了部分动态再结晶。沿着凸起的晶界观察到具有更多的大角度晶界的小等轴晶粒(如图 4(a)中的箭头)，然而在含 Zr 的 6082 合金中仅观察到动态回复的微观结构。因此 Zr 的添加有效地抑制了动态回复过程中的亚结构转变为再结晶组织，从而有效地抑制了变形过程中的动态再结晶。

为了进一步研究应变速率和 Zr 的添加对 6082 铝合金动态软化的影响，采用 EBSD 定量分析了变形样品在不同变形条件下亚晶体积分数、再结晶体积分数和晶界取向差。6082 铝合金是一种高层错合金，在等温压缩过程中位错容易移动[17]，如图 6 所示，这些合金的变形组织的特点是具有高比例的亚晶粒(取向差角通常介于 2°~15°之间)，随应变速率的增加，亚晶体积分数增大，亚晶体积分数随应变速率增大而增多的原因是由于高速率的压缩试样内部存在较多位错，部分位错形成了 LAGBs，产生了较多的亚晶。

再结晶分数随应变速率显著降低的结果表明，在同一温度条件下，随应变速率的降低，动态再结晶水平显著提高，晶粒亚结构有足够的时间合并转换成再结晶组织，这与图 6 所示的微观结构观察结果一致。对比两种合金，在相同的变形条件下，在 6082 铝合金中加入 Zr 以后，观察到亚晶体积分数明显增多，再结晶分数显著降低，表明在热变形过程中，Zr 抑制了亚晶转变为取向差较大的大角度晶界，故动态再结晶受到抑制。因此，Zr 的添加显著抑制了热变形过程中的动态再结晶，且应变速率越高，Zr 对动态再结晶的抑制效果越明显。

图 7 显示了在 0.001 s^{-1} 下变形的两种合金的晶界取向差，结果显示 Zr-6082 合金的变形结构中具有高比例的 LAGBs，约 51.1%，而 6082 合金中明显观察到 HGBs 的比例更高，约 76.6%，这与图 5(a)和图 5(b)的结果一致。6082 合金中这种高比例归因于在动态软化过程中形成具有高角度边界的动态再结晶晶粒，因此 Zr 的加入显著促进了亚晶粒的增多，位错多角化和亚晶粒聚结，减少抑制了动态再结晶的发生。

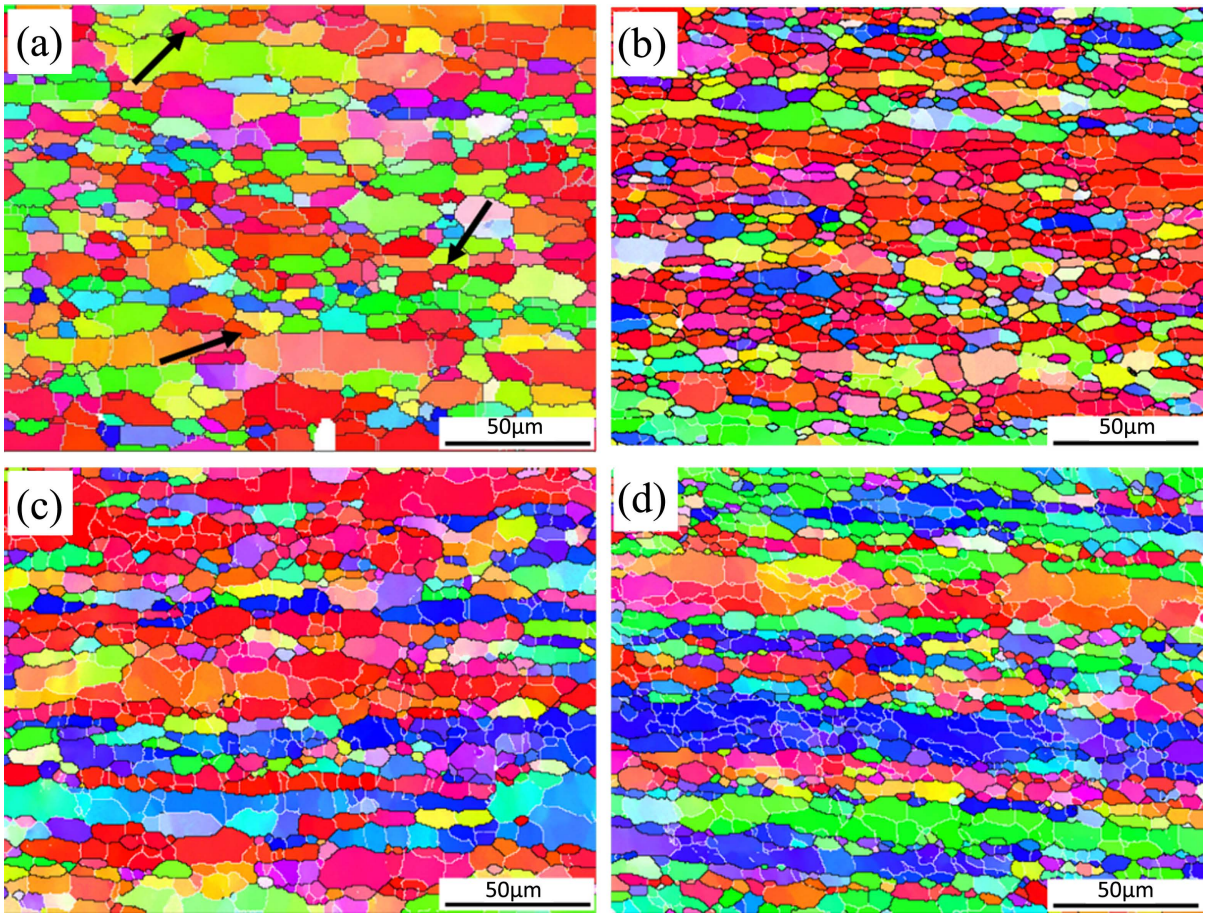


Figure 4. IPF diagram of 6082 aluminum alloy at different strain rates: (a) 0.001 s^{-1}; (b) 0.01 s^{-1}; (c) 0.1 s^{-1}; (d) 1 s^{-1}
图 4. 6082 铝合金不同应变速率下的 IPF 图：(a) 0.001 s^{-1}；(b) 0.01 s^{-1}；(c) 0.1 s^{-1}；(d) 1 s^{-1}

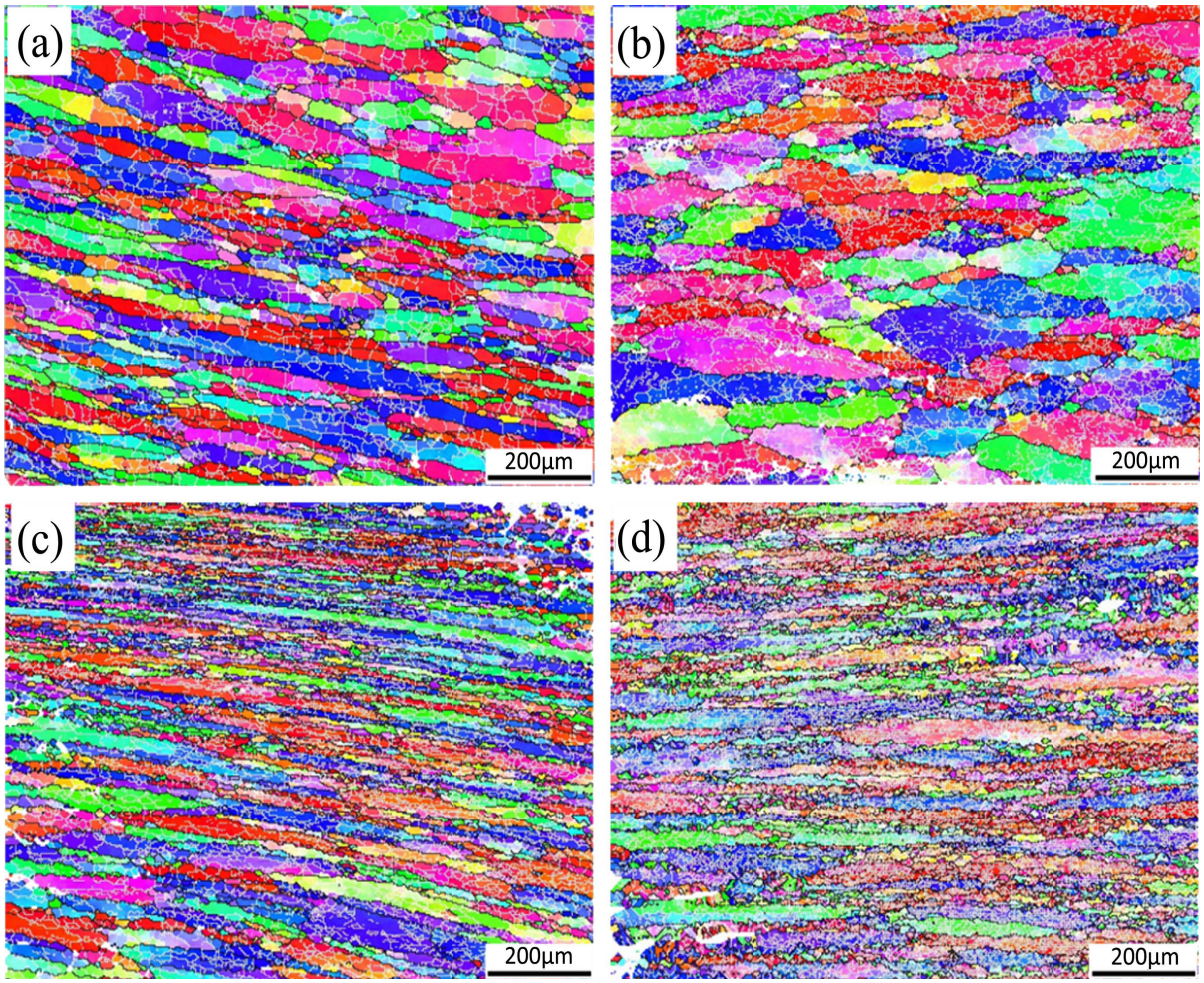


Figure 5. IPF diagram of Zr-6028 aluminum alloy at different strain rates: (a) 0.001 s^{-1}; (b) 0.01 s^{-1}; (c) 0.1 s^{-1}; (d) 1 s^{-1}

图 5. 含 Zr-6028 铝合金不同应变速率下 IPF 图：(a) 0.001 s^{-1}；(b) 0.01 s^{-1}；(c) 0.1 s^{-1}；(d) 1 s^{-1}

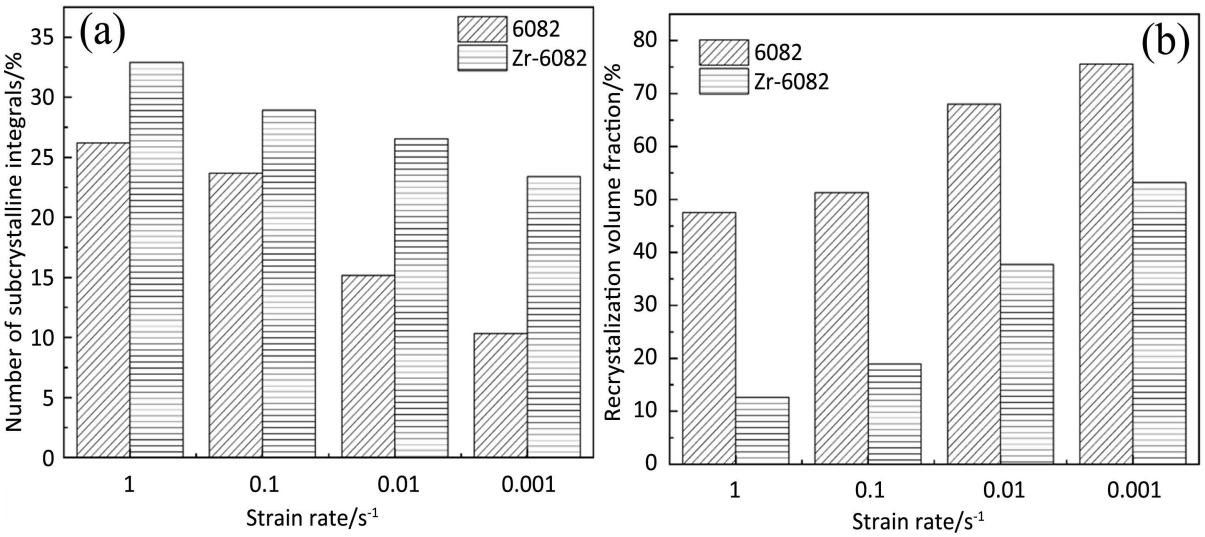


Figure 6. Subgrain integral number (a) and Recrystallization fractions (b) under different deformation conditions

图 6. 两种合金热处理后(a) 亚晶体积分数和(b) 再结晶分数

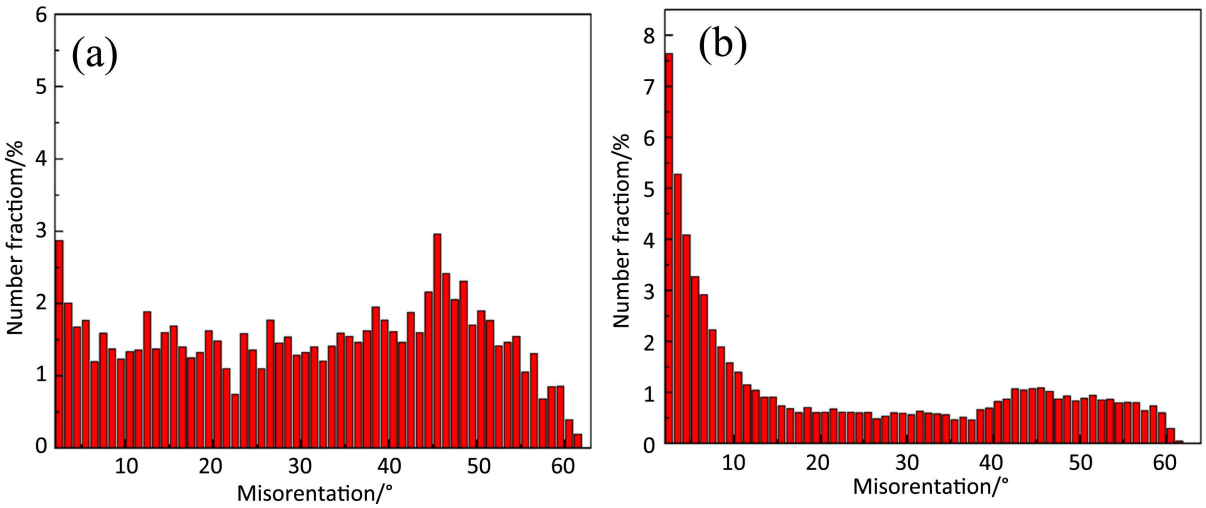


Figure 7. Distribution and evolution of grain boundary misorientation of the two alloys during deformation at $\dot{\varepsilon} = 0.001$: (a) 6082; (b) Zr-6082

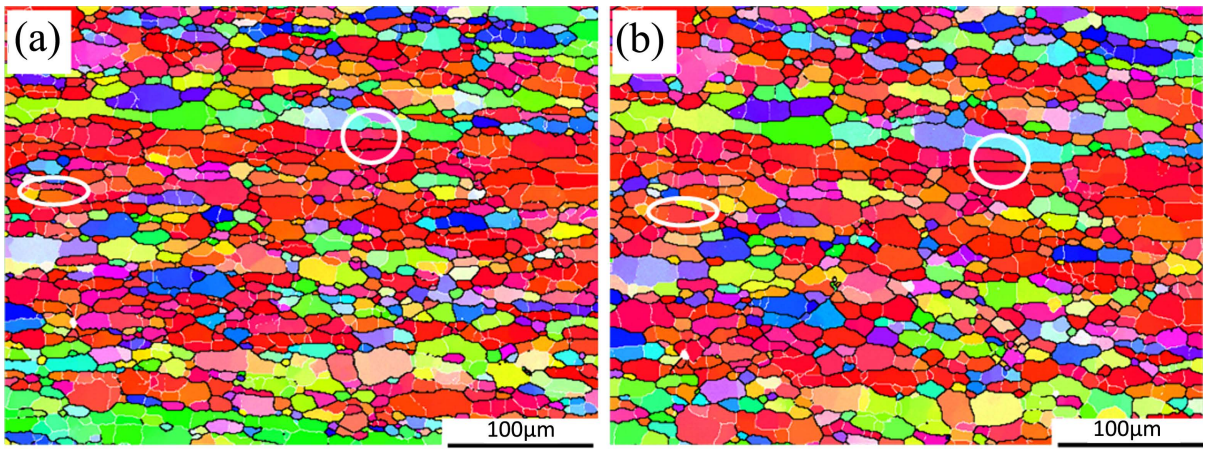
图 7. 两种合金在 $\dot{\varepsilon} = 0.001$ 变形过程中晶界取向差的分布演变：(a) 6082；(b) Zr-6082

3.3. 热处理中再结晶行为研究

为了研究试样热变形后在后续的热处理过程中晶粒组织的演变，采用准原位 EBSD 研究方法对不同热变形条件的试样进行了分析。如图 8 为 500℃/0.01 s^{-1} 条件的两种合金热处理前后 EBSD 图，通过对比热处理前后可以看出，有明显的亚晶粒合并消失，且伴随部分晶粒长大，由于没有发生异常晶粒的长大，晶粒尺寸变化都不明显，故在此条件下发生的是连续再结晶。6082 合金的晶粒呈等轴状分布，且在整个区域内晶粒尺寸分布更均匀，而 Zr-6082 合金的晶粒呈细条状，在晶界处存在少量的再结晶晶粒。一般来说，铝合金中晶粒长大的过程主要受热处理温度和材料界面能的影响，故在相同温度下进行热处理时，其晶粒尺寸变化不明显。

4. 结论

通过研究不同应变速率(10^{-3}~1 s^{-1})下 6082、Zr-6082 铝合金的热变形行为以及微观结构演变，采用准原位 EBSD 对热处理前后晶粒组织的演变过程进行了分析，进一步探讨了 Zr 的加入对晶粒亚结构的调控作用。主要结论如下：



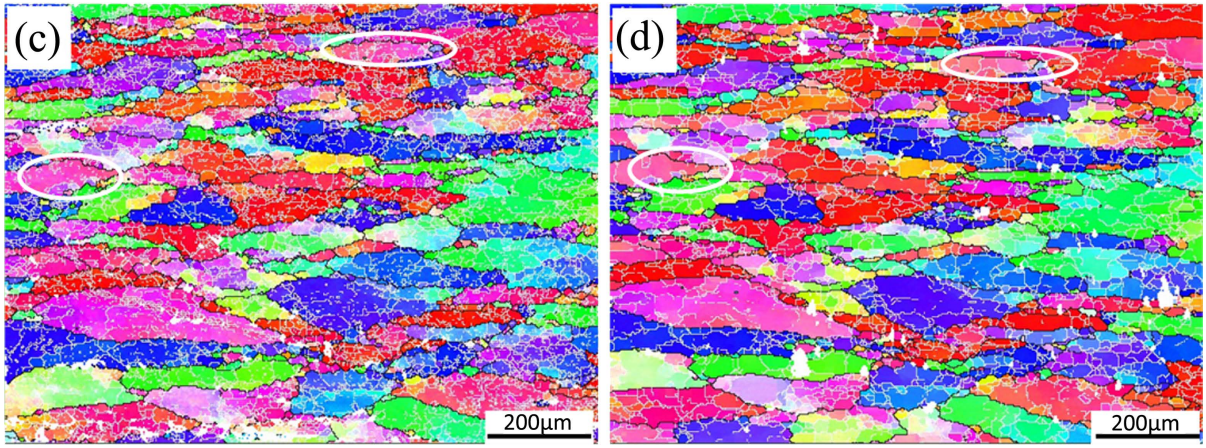


Figure 8. EBSD of different alloys before and after heat treatment at 500˚C/0.1 s^{-1}: (a) before heat treatment of 6082 aluminum alloy; (b) 6082 aluminum alloy after heat treatment; (c) Zr-6082 aluminum alloy before heat treatment; (d) Zr-6082 aluminum alloy after heat treatment

图 8. 不同合金 500˚C/0.0.1 s^{-1} 热处理前后 EBSD 图：(a) 6082 铝合金热处理前；(b) 6082 铝合金热处理后；(c) 含 Zr-6082 铝合金热处理前；(d) 含 Zr-6082 铝合金热处理后

1) 两种合金的流变应力曲线表明在低应变速率(10^{-3}~10^{-1} s^{-1})下，动态软化作用大于加工硬化，主导了变形过程；在高应变速率下，动态软化和加工硬化达到平衡。随着应变速率增大，峰值应力水平增大，且 Zr-6082 合金的流变应力和峰值应力水平相比 6082 合金更大，其中应变速率为 0.01 s^{-1} 时峰值应力相比 6082 合金增大 21.1%。

2) Zr 合金化后亚晶体积分数、位错密度增加，再结晶水平降低，且应变速率越高的试样再结晶水平越低，Zr 的加入促进了 6082 合金在热变形过程中动态回复的延迟和动态再结晶的抑制。

3) 在后续的热处理过程中，Zr 同样起到了抑制再结晶的作用，变形态产生较多亚结构的样品热处理后保留较多的亚结构。

4) 在较高的应变速率下变形的样品，力学性能较好，Zr 的加入促进了亚结构的形成，含 Zr 的 6082 合金热变形态和时效态的硬度值均高于 6082 合金。

基金项目

“十三五”国家重点研发计划(2016YFB1200602)。

参考文献

[1] Liang, W.J., Rometsch, P.A., Cao, L.F. and Birbilis, N. (2013) General Aspects Related to the Corrosion of 6xxx Series Aluminium Alloys: Exploring the Influence of Mg/Si Ratio and Cu. *Corrosion Science*, **76**, 119-128. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.06.035

[2] Vargel, C. (2020) Chapter G.5-6XXX Series Alloys. In: *Corrosion of Aluminium*, 2nd Edition, Elsevier, Amsterdam, 485-495. https://doi.org/10.1016/B978-0-08-099925-8.00034-X

[3] Hua, L., Yuan, P.-G., Zhao, N., Hu, Z.-L. and Ma, H.-J. (2022) Microstructure and Mechanical Properties of 6082 Aluminum Alloy Processed by Preaging and Hot Forging. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **32**, 790-800. https://doi.org/10.1016/S1003-6326(22)65833-3

[4] Mukhopadhyay, P. (2012) Alloy Designation, Processing, and Use of AA6XXX Series Aluminium Alloys. *Isrn Metallurgy*, **2012**, Article ID: 165082. https://doi.org/10.5402/2012/165082

[5] Zhong, H., Rometsch, P.A., Cao, L. and Estrin, Y. (2016) The Influence of Mg/Si Ratio and Cu Content on the Stretch Formability of 6xxx Aluminium alloys. *Materials Science and Engineering*: *A*, **651**, 688-697. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.016

[6] Vargel, C. (2004) Corrosion of Aluminium. Elsevier Science, Amsterdam.

https://doi.org/10.1016/B978-0-08-044495-6.X5000-9

[7] Meng, Y., Zhao, Z. and Cui, J. (2013) Effect of Minor Zr and Sc on Microstructures and Mechanical Properties of Al-Mg-Si-Cu-Cr-V Alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **23**, 1882-1889. https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62673-4

[8] Cabibbo, M. and Evangelista, E. (2006) A Tem Study of the Combined Effect of Severe Plastic Deformation and (Zr), (Sc+Zr)-Containing Dispersoids on an Al-Mg-Si Alloy. *Journal of Materials Science*, **41**, 5329-5338. https://doi.org/10.1007/s10853-006-0306-2

[9] Babaniaris, S., Ramajayam, M., Jiang, L. Varma, R., Langan, T. and Dorin, T. (2020) Effect of Al_3(Sc,Zr) Dispersoids on the Hot Deformation Behaviour of 6xxx-Series Alloys: A Physically Based Constitutive Model. *Materials Science and Engineering*: *A*, **793**, Article ID: 139873. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139873

[10] Esmaeili Ghayoumabadi, M., Mochugovskiy, A.G., Tabachkova, N.Yu. and Mikhaylovskaya, A.V. (2022) The Influence of Minor Additions of Y, Sc, and Zr on the Microstructural Evolution, Superplastic Behavior, and Mechanical Properties of AA6013 Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, **900**, Article ID: 163477. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163477

[11] Yuan, W. and Liang, Z. (2011) Effect of Zr Addition on Properties of Al-Mg-Si Aluminum Alloy Used for All Aluminum Alloy Conductor. *Materials & Design*, **32**, 4195-4200. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.034

[12] Dorin, T., Ramajayam, M., Babaniaris, S., Jiang, L. and Langan, T.J. (2019) Precipitation Sequence in Al-Mg-Si-Sc-Zr Alloys during Isochronal Aging. *Materialia*, **8**, Article ID: 100437. https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100437

[13] Chamanfar, A., Alamoudi, M.T., Nanninga, N.E. and Misiolek, W.Z. (2019) Analysis of Flow Stress and Microstructure during Hot Compression of 6099 Aluminum Alloy (AA6099). *Materials Science and Engineering*: *A*, **743**, 684-696. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.076

[14] Zhang, C., Wang, C., Guo, R., Zhao, G., Chen, L., Sun, W. and Wang, X. (2019) Investigation of Dynamic Recrystallization and Modeling of Microstructure Evolution of an Al-Mg-Si Aluminum Alloy during High-Temperature Deformation. *Journal of Alloys and Compounds*, **773**, 59-70. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.263

[15] Zhang, H., Li, L., Yuan, D. and Peng, D. (2007) Hot Deformation Behavior of the New Al-Mg-Si-Cu Aluminum Alloy during Compression at Elevated Temperatures. *Materials Characterization*, **58**, 168-173. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.04.012

[16] Liu, S., Pan, Q., Li, M., Wang, X., He, X., Li, X., *et al*. (2019) Microstructure Evolution and Physical-Based Diffusion Constitutive Analysis of Al-Mg-Si Alloy during Hot Deformation. *Materials & Design*, **184**, Article ID: 108181. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108181

[17] Zhao, J., Deng, Y., Tang, J. and Zhang, J. (2019) Influence of Strain Rate on Hot Deformation Behavior and Recrystallization Behavior under Isothermal Compression of Al-Zn-Mg-Cu Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, **809**, Article ID: 151788. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.151788