初始组织对热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金显微组织和力学性能的影响

冯义成[1]，张福盛[1]，陈彦宏[1]，赵思聪[1,2]，王丽萍[1,2]，郭二军[1]

(1. 哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院，黑龙江 哈尔滨 150040)

(2. 先进制造智能化技术教育部重点实验室，黑龙江 哈尔滨 150080)

摘 要：对铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金分别进行经固溶和固溶+时效处理获得不同初始组织试样，然后对不同初始组织的试样进行热挤压，研究了不同初始组织对热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金显微组织和力学性能的影响。结果表明：铸态合金经热挤压后发生明显的部分再结晶，显微组织得到显著细化；经固溶或固溶+时效处理能够改善合金组织，热挤压后合金显微组织分布更加均匀。初始组织分布能够改善热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金室温和高温力学性能，固溶+时效后进行热挤压的 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金具有更高的抗拉强度和延伸率。与铸态进行挤压的 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金相比，固溶+时效后进行热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的室温抗拉强度和延伸率分别提高 6.1%和 14.5%，高温抗拉强度和延伸率分别提高 11%和 8.3%。

关键词：初始组织；Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金；热挤压；力学性能

中图法分类号：TG146.22 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2020)12-4246-07

镁合金作为目前最轻质的金属结构材料之一，不仅具有优异的综合力学性能、导热性、电磁屏蔽性和机械加工性能，还具有绿色环保、易回收等特点，被誉为“21 世纪最具开发应用潜力的绿色工程材料”[1-4]。其中 Mg-Al-Ca-RE 合金展现出良好的室温性能以及耐热性能，是目前国内外镁合金研究的热点之一[5-7]。

改善合金性能的方法有很多，其中热挤压是最常用、最有效的方法之一。镁合金经过热挤压后不仅能够消除合金中铸造缺陷，而且在挤压过程中发生部分动态再结晶使其组织变得均匀且细小，力学性能得到提高[8-10]。然而，合金的初始组织不同，合金经热挤压后得到的组织及性能也都不同。因为铸态合金内部存在偏析和非平衡结晶相，使得合金内部组织分布不均，性能不均衡，在挤压变形过程中合金内部各处变形程度不同，导致发生动态再结晶不够均匀和稳定。而固溶可以显著改善铸态合金成分和组织不均匀，提高合金的加工变形能力[11-13]。因此，合金的初始组织对热挤压后的组织及性能有着尤为重要的影响[14-18]。张利[19]等人研究了热挤压态 Mg-3.8%Zn-1%Y 以及 Mg-6%Zn-3%Y（质量分数）合金的组织及性能。结果发现，在普通熔铸状态下，适量 Y 元素合金化的镁合金生成了具有很好热稳定性的 Mg_3Zn_6Y 准晶相，热挤压态合金具有细小的再结晶晶粒，并且准晶相及细小的晶粒有效提高了镁合金的拉伸性能。张迪[20]等人研究了初始组织对 ZK60 合金热变形行为的影响，研究结果表明，随着初始组织的细化，合金在热挤压过程中进行动态回复和动态再结晶的临界应力降低，此外，初始组织中的晶粒尺寸越小，热挤压后获得组织中的晶粒也就越细小，并且晶粒取向越分散，基面织构也越弱。李娜丽[21]等人进行了初始组织及变形条件对 AZ31 镁合金热挤压组织和织构演变的影响研究，研究结果发现，初始晶粒尺寸对 AZ31 镁合金的热挤压组织和织构有重要的影响，随着初始晶粒尺寸的减小，单位面积内的晶界数量增多，再结晶晶粒的形核位置增多，热挤压组织的再结晶体积分数增大，织构减弱。此外，初始织构对 AZ31 镁合金热变形过程中的塑性变形机制和动态再结晶行为有显著的影响，进而影响热变形制品的最终组织和织构。孔祥千[22]等人研究了 Al 含量对 Mg-Al-Ca-Sm 合金组织和性能的影响。结果发现，当 Mg-Al-Ca-Sm 合金中的 Al 含量不超过 3%时，合金内形成$(Mg, Al)_2Ca$ 相、Al_2Ca 相以及团簇状分布的 $Al_{11}Sm_3$ 相，随着 Al 含量的增加，不稳定的(Mg,

收稿日期：2019-12-16

基金项目：国家自然科学基金（51804090）；黑龙江省科学基金（E2018045）

作者简介：冯义成，男，1978 年生，博士，教授，哈尔滨理工大学材料科学与工程学院，黑龙江 哈尔滨 150040，电话：0451-86392518，E-mail: fyc7806067@163.com

$Al)_2Ca$ 相转变为高熔点、高热稳定性的 Al_2Ca 相，团簇状分布的 $Al_{11}Sm_3$ 相消失，且生成新的金属间相 β-$Mg_{17}Al_{12}$。然而，关于热挤压 Mg-Al-Ca-Sm 合金的研究少之又少。

因此，研究了不同初始组织对热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金显微组织以及力学性能的影响。通过光学显微镜（OM）对 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金不同状态下显微组织的晶粒形貌及尺寸进行观察测量，并通过扫描电子显微镜（SEM）以及能谱仪（EDS）对其析出相的分布、形貌、尺寸及数量进行观察测量。利用室温及高温拉伸测试手段，分析初始组织对热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在不同温度环境下力学性能的影响规律。

1　实　验

试验合金目标成分为 Mg-6Al-2Ca-2Sm，其原材料采用纯镁（Mg≥99.8%）、纯铝（Al≥99.8%）、Mg-30Ca 中间合金、Mg-30Sm 中间合金。使用井式电阻炉和低碳坩埚对合金进行熔炼，熔炼时通入 SF_6 和 CO_2 混合气体进行保护，纯镁和纯铝在 720 ℃下熔化，随后将 Mg-Ca 和 Mg-Sm 中间合金加入，升温至 750 ℃并保温 10 min，使中间合金充分熔化，然后进行搅拌以及 15 min 保温静置，最后扒渣浇注。浇注使用的模具为金属型，预热温度为 250 ℃。将覆盖石墨粉的铸态试样放置在 420 ℃加热 10 h 后水冷，进行固溶处理，随后再将其放置在 200 ℃加热 10 h 后空冷，进行时效处理。分别得到铸态、固溶态以及固溶+时效态 3 组不同显微组织试样，并分别将其机械加工成 Φ60 mm×80 mm 的圆柱状，然后进行热挤压，热挤压温度 400 ℃，挤压比为 16。

将用于显微组织观察的金相试样进行打磨抛光，然后使用 4%硝酸乙醇溶液或苦味酸腐蚀剂（配比：5 g 苦味酸+13 mL 乙酸+70 mL 乙醇+12 mL 去离子水）进行腐蚀。所有样品均采用 XD30M 型光学显微镜以及 Apreo C 型扫描电子显微镜进行显微组织观察分析，采用线性截距法在每个试样的 5 张样本金相照片中测量试样平均晶粒尺寸。试样的室温及高温力学性能是在配有电阻炉的 MST-200 型拉伸试验机上进行的，分别在室温、175、200 和 225 ℃的温度环境下以 0.5 mm/min 的拉伸速率测试拉伸性能。根据 GB228-2010 加工拉伸试样，拉伸试样的形状为板状，标距范围内试样尺寸为 18 mm×5 mm×2 mm。

2　结果与讨论

2.1　初始组织对挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金显微组织的影响

铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效状态下的显微组织金相照片如图 1 所示。从图中可以看出，与铸态组织相比，合金经过固溶和固溶+时效热处理后的晶粒尺寸有所增大。此外，铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金中析出相的数量较多且不均匀，析出相不仅大量分布在晶界，而且还分布在晶粒中，经过固溶和固溶+时效热处理后，合金中分布在晶界上的析出相数量明显减少，组织分布变得更加均匀，析出相偏析现象基本消除。

铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的 SEM 照片如图 2 所示。从图中可以看出，铸态、固溶和固溶+时效态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金组织中析出相的分布基本一致，颗粒状的 Al_2Sm 相分布在晶粒内部，鱼骨状的 Al_2Ca 相以及片层状的$(Mg, Al)_2Ca$ 相分布在晶界处。但不同的是，与铸态组织相比，Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在固溶和固溶+时效后的组织中片层状的$(Mg, Al)_2Ca$ 相发生部分断裂，甚至分解现象，导致固溶和固溶+时效状态下的显微组织中析出相的含量降低，并且晶粒尺寸增大。综合图 1 与图 2，

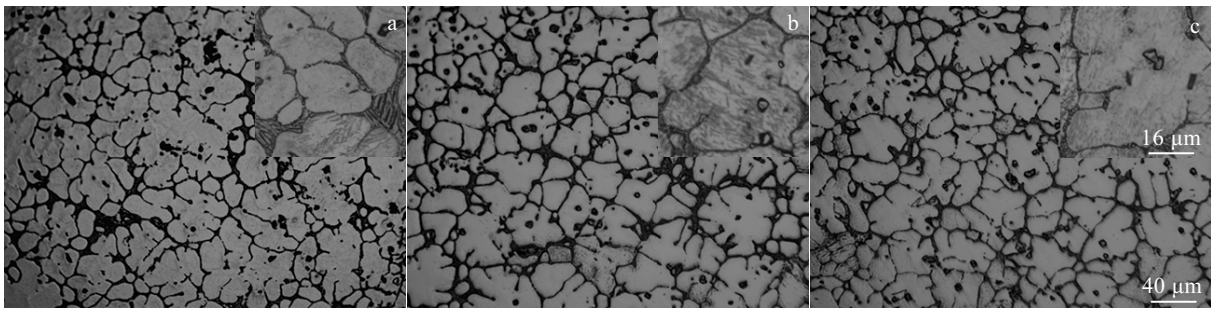


图 1　铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效状态下的金相照片

Fig.1　OM images of Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy under different treatments: (a) as-cast, (b) solution treatment, and (c) solution+aging treatment

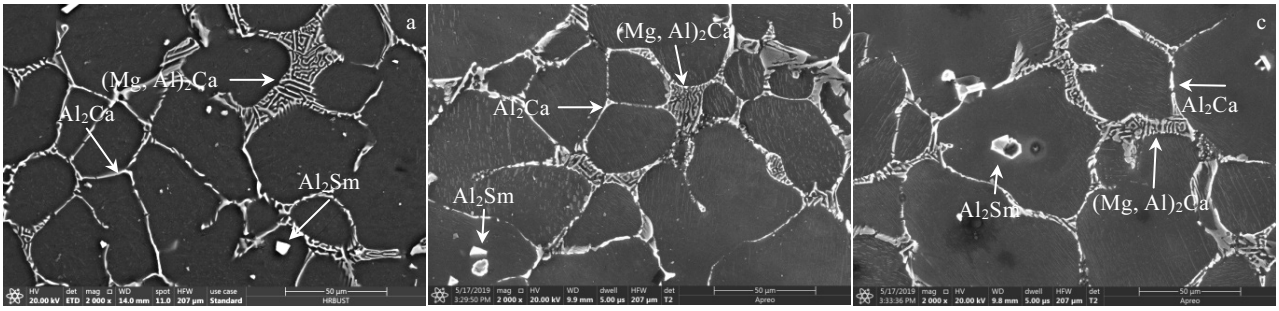


图 2　铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的 SEM 照片

Fig.2　SEM images of Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy under different treatments: (a) as-cast, (b) solution treatment, and (c) solution+aging treatment

Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的铸态、固溶以及固溶+时效状态下的晶粒尺寸分别为 109.32±3.72、129.74±4.21 和 126.68±4.36 μm，单位面积内析出相的比例分别为 41.27%、35.37%和 33.74%。

铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的热挤压横向金相组织如图 3 所示。从图中可以看出，与热挤压之前的初始组织相比，Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金经过热挤压后晶粒尺寸明显减小。并且在初始组织晶界上连续分布的析出相经过热挤压后发生破碎，其尺寸明显减小，但分布在晶粒内部的颗粒状析出相没有破碎，其形貌及尺寸基本没有发生变化。此外，在铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金热挤压后的金相组织中，析出相仍以聚集的方式分布，而经过固溶和固溶+时效的热挤压金相照片中，合金显微组织分布得更加均匀。

铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的热挤压横向 SEM 照片如图 4 所示。从图中可以看出，在这 3 种热挤压显微组织中，颗粒状的 Al_2Sm 相没有发生破碎，尺寸和形貌也基本没有变化，但与初始组织相比，Al_2Sm 相由热挤压之前分布在晶粒内部转变为挤压之后分布在晶界上，而分布在晶界上的鱼骨状 Al_2Ca 相以及片层状$(Mg, Al)_2Ca$ 相发生明显的破碎，尺寸明显减小，并且其形貌由鱼骨状和片层状转变为颗粒状和短棒状。此外，铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在热挤压后，其显微组织中的 Al_2Ca 和 $(Mg, Al)_2Ca$ 相虽然发生破碎，但仍以连续且聚集的方式分布在晶界处，而经过固溶和固溶+时效热处理后的热挤压显微组织中 Al_2Ca 和$(Mg, Al)_2Ca$ 相不仅破碎，而且在晶界上分布得更加均匀。

铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的热挤压纵向金相显微组织如图 5 所示。从图中可以看出，经过热挤压后的 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金中有明显的部分动态再结晶现象，使合金组织的晶粒得到有效的细化，其在铸态、固溶和固溶+时效后热挤压组织中动态再结晶晶粒尺寸分别为 1.88±0.51、2.61±1.08 和 3.06±0.91 μm，其尺寸趋势与初始组织

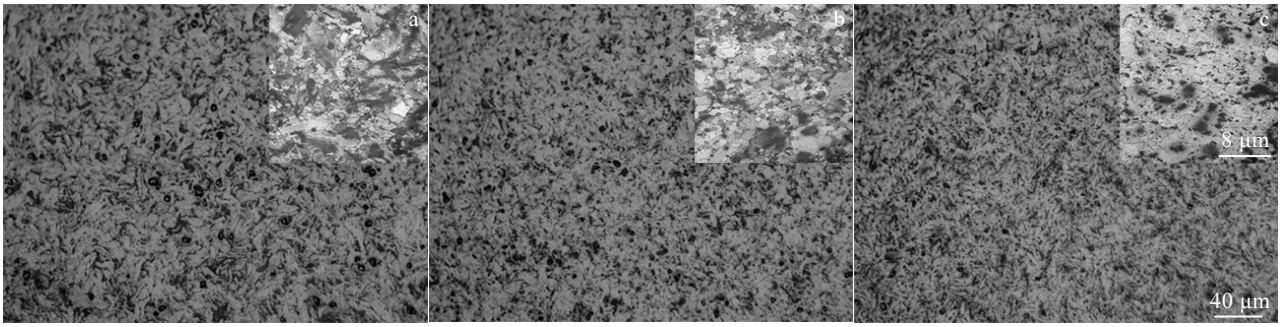


图 3　铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的热挤压横向金相组织

Fig.3　Optical microstructure of hot-extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy in transverse direction under different treatments: (a) as-cast, (b) solution treatment, and (c) solution+aging treatment

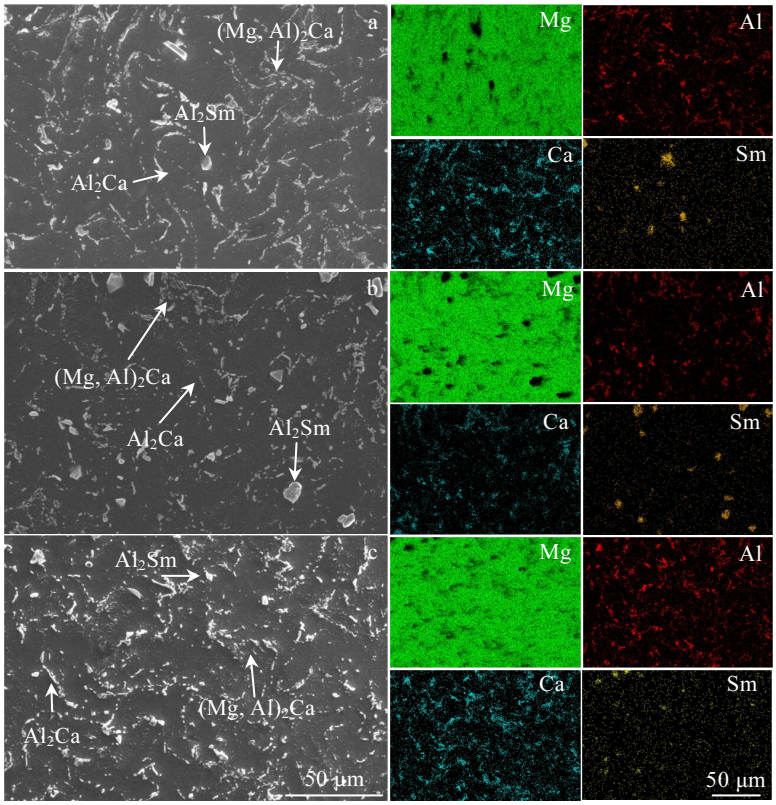


图 4　铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别固溶和固溶+时效后的热挤压横向 SEM 照片及各元素分布图

Fig.4　SEM images and element distribution of hot-extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy in transverse direction under different treatments: (a) as-cast, (b) solution treatment, and (c) solution+aging treatment

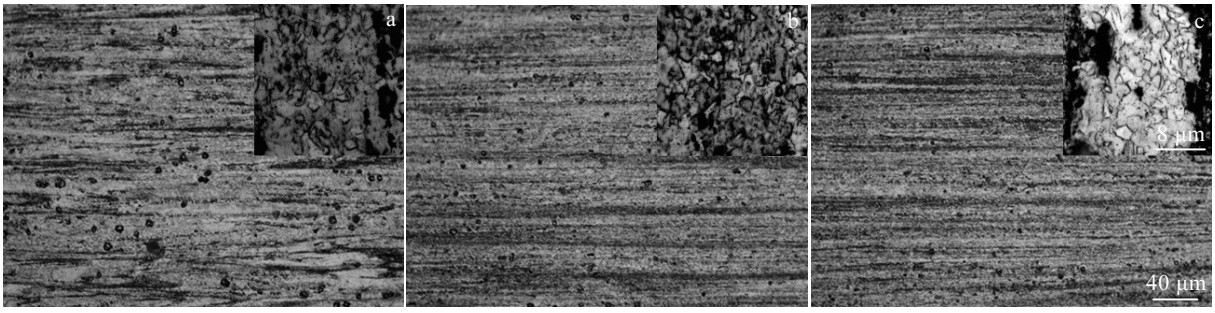


图 5　铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的热挤压纵向金相照片

Fig.5　OM images of hot-extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy in extrusion direction under different treatments: (a) as-cast, (b) solution treatment, and (c) solution+aging treatment

中的晶粒尺寸变化相一致。这是因为，在细小的晶粒组织中，晶界数量更多，由于挤压过程中产生的应变具有不可逆性，随着应变累积，材料变形程度加剧，位错大量产生，晶界发生扭曲，这就为动态回复与动态再结晶提供了驱动力。而且经过热挤压破碎的细小夹杂物也可以作为动态再结晶的晶核，可以提高动态再结晶的形核率，抑制了再结晶后晶粒的生长，有利于获得细小均匀的动态再结晶晶粒[23-26]。此外，铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金组织相比固溶和固溶+时效后的合金组织中晶界上的析出相更多，这有效增加了第二相粒子数量，促进了再结晶形核。但是，与铸态热挤压组织相比，T4 以及 T6 处理后的热挤压组织中的析

出相分布更加均匀，反观铸态热挤压组织中，析出相的分布并不均匀，而且析出相存在偏聚的情况。

铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别在固溶和固溶+时效后的热挤压纵向 SEM 照片如图 6 所示。从图中可以看出，与横向挤压显微组织一致，铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金以及其分别在固溶和固溶+时效后的热挤压纵向组织中，颗粒状的 Al_2Sm 相没有发生破碎，形貌没有太大变化，且以聚集的方式分布在晶界处，而鱼骨状的 Al_2Ca 相和片层状的$(Mg, Al)_2Ca$ 相发生了破碎，尺寸明显减小，并且其形貌转变为颗粒状。此外，铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在热挤压后，其显微组织中的析出相分布不均匀，部分析出相仍聚集在一起。而经过固溶和固溶+时效后进行热挤压的合金，其显微组织中的析出相分布均匀。

2.2　初始组织对热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金室温及高温性能的影响

不同初始组织的热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在室温以及高温下的抗拉强度如图 7 所示。从图中可以看出，热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的初始组织不同，其抗拉强度也不同。在所有拉伸温度下，固溶+时效态的热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金抗拉强度最高，而铸态的抗拉强度最低，这是由合金显微组织中的析出相数量和析出相形貌及分布所导致的。固溶和固溶+时效状态的挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的显微组织中，虽然其晶粒尺寸比铸态热挤压组织大，但析出相分布均匀，并且大部分析出相都为颗粒状，均匀分布的颗粒相有利于提高合金强度[27,28]。而铸态的挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的显微组织中，虽然晶粒尺寸略小，但是析出相分布不均匀，出现偏聚现象，在拉伸过程中易产生应力集中现象[29]，因此其抗拉强度较低。其次，随着拉伸温度的不断升高，合金的抗拉强度不断降低。这与合金中析出相的耐热性有关[30,31]，当不断升高实验温度，合金中析出相逐渐趋于软化，晶界强化机制将不断弱化，导致合金的抗拉强度降低。室温时固溶+时效状态热挤压合金抗拉强度为 289.3 MPa，其在高温（200 ℃）时抗拉强度为 137.2 MPa。而铸态热挤压合金在室温及高温（200 ℃）时的抗拉强度为 272.6 和 123.6 MPa。两者相比，固溶+时效状态热挤压合金的室温及高温（200 ℃）抗拉强度较铸态热挤压合金提高了 6.1%和 11%。

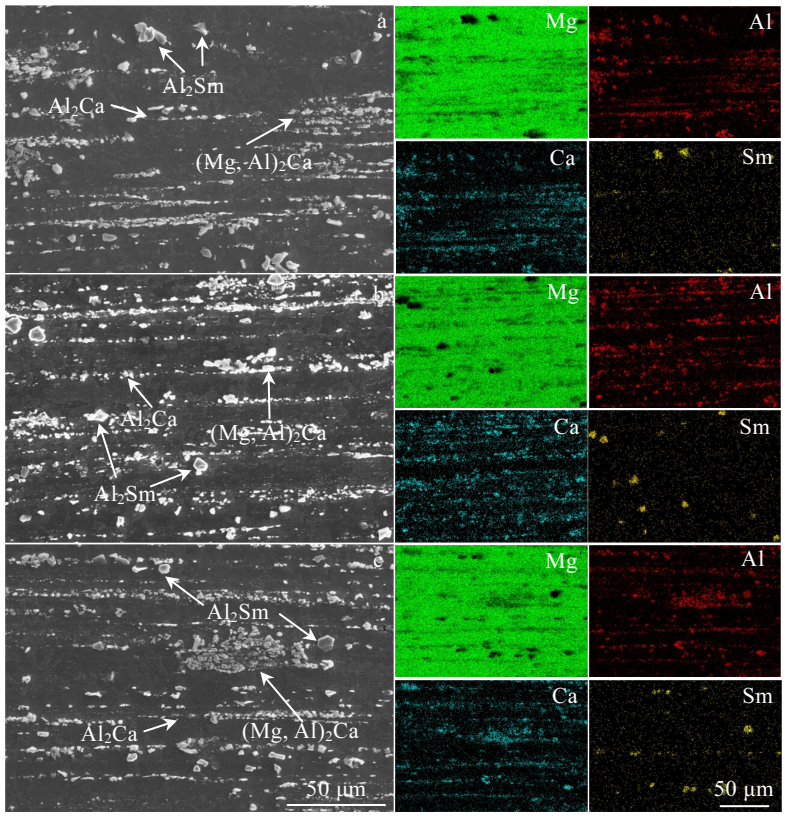


图 6　铸态 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金及其分别固溶和固溶+时效后的热挤压纵向 SEM 照片及各元素分布图

Fig.6　SEM images and element distribution of hot-extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy in extrusion direction under different treatments: (a) as-cast, (b) solution treatment, and (c) solution+aging treatment

不同初始组织的热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在不同拉伸温度下的延伸率如图 8 所示。从图中可以看出，随着热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的初始组织变化，其延伸率也随之变化。在所有拉伸温度下，固溶+时效状态的热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的延伸率最高，而铸态的挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的延伸率最低，这同样与合金显微组织中的析出相数量、析出相形貌及分布有关。固溶+时效状态的挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的显微组织中，其析出相分布均匀，并且大部分析出相都为颗粒状，这有效地提高了合金的韧性。而铸态的挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的显微组织中，析出相分布不均匀，出现偏聚现象，因此其延伸率较低。其次，随着拉伸温度的不断升高，合金的延伸率不断增大。当不断升高实验温度，合金中析出相逐渐趋于软化，晶界强化机制将不断弱化，导致合金组织在外力作用下更容易发生相互运动，增大了合金的延伸率。固溶+时效状态热挤压合金的室温及高温（200 ℃）延伸率分别为 30.8%和 87.5%。而铸态热挤压合金的室温及高温（200 ℃）延伸率为 26.9%和 80.8%。固溶+时效状态热挤压合金的室温及高温（200 ℃）延伸率较铸态热挤压合金提高了 14.5%和 8.3%。

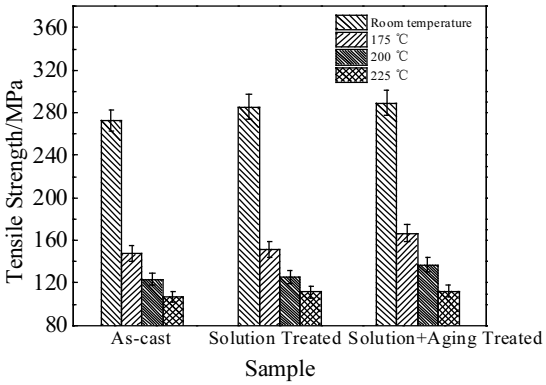


图 7　不同初始组织的热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在不同拉伸温度下的抗拉强度

Fig.7　Tensile strength of hot-extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy with different initial microstructures at different tensile temperatures

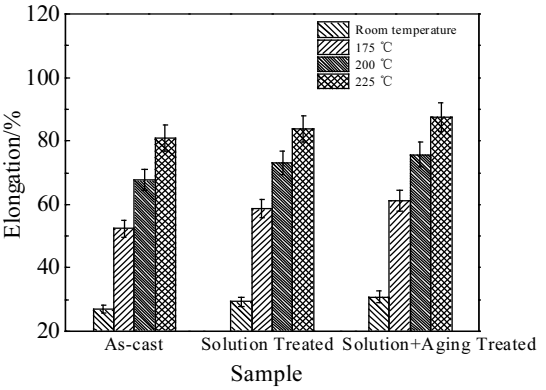


图 8　不同初始组织的挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金在不同拉伸温度下的延伸率

Fig.8　Elongation of hot-extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy with different initial microstructures at different tensile temperatures

3　结　论

1) 初始组织对热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的显微组织有着显著的影响，合金组织中有明显的部分动态再结晶现象，使合金组织的晶粒得到有效的细化。此外，颗粒状 Al_2Sm 相经热挤压后尺寸及形貌基本没有变化，而鱼骨状的 Al_2Ca 相和片层状的$(Mg, Al)_2Ca$ 相经热挤压后转变成颗粒状和短棒状。

2) 初始组织对热挤压 Mg-6Al-2Ca-2Sm 合金的室温及高温拉伸性能有着显著的影响，在室温和高温环境下，固溶+时效状态热挤压合金的抗拉强度和延伸率都最高，而铸态的热挤压合金的抗拉强度和延伸率都最低，固溶+时效状态热挤压合金较铸态热挤压合金的室温抗拉强度和延伸率提高了 6.1%和 14.5%，高温抗拉强度和延伸率提高了 11%和 8.3%。

参考文献　References

[1] Li Shubo(李淑波), Li Ruijing(李瑞静), Wang Zhaohui(王朝辉) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 545

[2] Ji Zesheng(吉泽升). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(12): 1977

[3] Liang Shujin(梁书锦), Wang Xin(王　欣), Liu Zuyan(刘祖岩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1276

[4] Ding Wenjiang(丁文江), Wu Yujuan(吴玉娟), Peng Liming(彭立明) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(8): 37

[5] Xu Chunxiang(许春香), Zhou Yang(周　杨), Li Wei(李　威) *et al. New Technology & New Process*(新技术新工艺)[J], 2011(7): 96

[6] Zhang Xiaohong(张小红), Long Siyuan(龙思远), Wu Xingyu(吴星宇) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2013, 37(5): 51

[7] Chen Y H, Feng Y C, Wang L P *et al. J Therm Anal Calorim*[J], 2019, 135(4): 2237

[8] Zhong Hao(钟　皓), Chen Qi(陈　琪), Yan Yunqi(闫蕴琪) *et al. Light Metals*(轻金属)[J], 2007(3): 52

[9] Shi Lei(石　磊), Li Jiwen(李继文), Li Yongbing(李永兵) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2009, 34(6): 35

[10] Zhang Xiaobo(章晓波), Mao Lin(毛　琳), Yuan Guangyin(袁

广银) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(6): 1300

[11] Ma Ying(马 颖), Dong Hairong(董海荣), Zhang Yufu(张玉福) *et al. Journal of Lanzhou University of Technology*(兰州理工大学学报)[J], 2015, 41(6): 1

[12] Yu Kun(余 琨), Li Wenxian(黎文献), Wang Richu(王日初). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(2): 188

[13] Zhang Xiaobo, Ba Zhixin, Wang Zhangzhong *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(12): 3797

[14] Dang Jingtao(党景涛), Jiang Zhuzhong(江柱中), Ren Lingbao(任凌宝) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(4): 1293

[15] Kleiner S, Beffort O, Uggowitzer P J. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(5): 405

[16] Čížek L, Greger M, Pawlica L *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2004, 157-158: 466

[17] Liu Zheng(刘 正), Zhang Kui(张 奎), Zeng Xiaoqin(曾小勤). *Theory Base and Application of Mg-Base Light Alloy*(镁基轻质合金理论基础及其应用)[M]. Beijing: China Machine Press, 2002

[18] Zhang Xiaobo(章晓波), Xue Yajun(薛亚军), Wang Zhangzhong(王章忠) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(8): 20

[19] Zhang Li(张 利), Liu Zheng(刘 正), Mao Pingli(毛萍莉). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(24): 81

[20] Zhang Di(张 迪). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Jinan: Shandong Jianzhu University, 2018

[21] Li Nali(李娜丽). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2013

[22] Kong Xiangqian(孔祥千). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2018

[23] Pourbahari B, Mirzadeh H, Emamy M. *Journal of Materials Research*[J], 2017, 32(22): 4186

[24] Du Zhiming(杜之明), Wang Dayu(王大宇), Zhang Hongjuan(张红娟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(6): 1655

[25] Shi Lei(石 磊), Yang He(杨 合), Guo Lianggang(郭良刚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1955

[26] Lv Binjiang(吕滨江), Peng Jian(彭 建), Tong Xiaoshan(童小山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 841

[27] Cheng W L, Guo C, Bai Y *et al. JOM*[J], 2019, 71(7): 2187

[28] Zhang Jing(张 静), Yuan Fuqing(袁付庆), Huang Hao(黄 浩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 593

[29] Jiang Z T, Jiang B, Yang H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 647: 357

[30] Bai Jing(白 晶), Sun Yangshan(孙杨善), Xue Feng(薛 烽) *et al. Journal of Southeast University, Natural Science Edition*(东南大学学报，自然科学版)[J], 2007, 37(4): 639

[31] Liu Liufa(刘六法), Ding Hanlin(丁汉林), Ding Wenjiang(丁文江). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(1): 104

Effect of Initial Microstructure on Microstructure and Mechanical Properties of Hot Extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm Alloy

Feng Yicheng[1], Zhang Fusheng[1], Chen Yanhong[1], Zhao Sicong[1,2], Wang Liping[1,2], Guo Erjun[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

(2. Key Laboratory of Advanced Manufacturing and Intelligent Technology, Ministry of Education, Harbin 150080, China)

Abstract: The as-cast Mg-6Al-2Ca-2Sm alloys were heat treated by solid solution and solid solution+aging treatment; then the samples with different initial microstructures were obtained, on which hot extrusion was performed. Effect of different initial microstructures on the microstructure and mechanical properties of hot-extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy was studied. The results show that the Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy undergoes obvious partial recrystallization after hot extrusion, and the grain is significantly refined; solid solution or solid solution+aging treatment can improve the distribution of metallic phases, and the precipitated phase distribution after hot extrusion is more uniform. The heat treatment before extrusion can improve the mechanical properties of the hot extruded Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy at room temperature and high temperature. And the solid solution+aging treated alloy after hot extrusion has the highest tensile strength and elongation among all these samples. Compared with the properties of as-cast Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy after hot extrusion, tensile strength and elongation of the solution+aging treated alloy after hot extrusion are increased by 6.1% and 14.5% at room temperature, and by 11% and 8.3% at high temperature, respectively.

Key words: initial microstructure; Mg-6Al-2Ca-2Sm alloy; hot extrusion; mechanical properties

Corresponding author: Feng Yicheng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, P. R. China, Tel: 0086-451-86392518, E-mail: fyc7806067@163.com