

# 5B70合金大尺寸锻环成形工艺及组织性能

沈晓宇<sup>1</sup> 蒋靖宇<sup>2</sup> 陈少君<sup>1</sup> 仇衡毅<sup>1</sup> 赖小明<sup>1</sup>

(1 北京卫星制造厂有限公司, 北京 100094)

(2 中南大学, 长沙 410083)

**文 摘** 针对大尺寸5B70锻环性能提高需求,通过对5B70均匀化铸锭进行不同温度和应变速率下的热压缩模拟,获得应力应变数据并拟合了该合金的热加工图,以指导大尺寸锻环成形。从热加工图中得到该合金合适的热变形温度为400~450℃,变形速率为0.1/s左右最为合适。根据该加工图,采用相同条件的环锻工艺,制备了5B70铝镁钪合金试验件和尺寸为 $\Phi 2\ 900\ \text{mm} \times \Phi 2\ 600\ \text{mm} \times 700\ \text{mm}$ 成品环件,并讨论了热变形工艺对成形件组织和性能的影响。结果表明,铝镁钪合金在该热变形条件下进行塑性变形,没有出现加工失稳等变形缺陷,可获得力学性能和塑性综合表现良好的铝镁钪合金成形件。

**关键词** 铝镁钪合金,热模拟,环锻,微观组织,力学性能

中图分类号: TG249

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2021.Z1.010

## Hot Working Analysis and Microstructure and Properties of Large-size Forged Ring 5B70 Al-Mg-Sc Alloy

SHEN Xiaoyu<sup>1</sup> JIANG Jingyu<sup>2</sup> CHEN Shaojun<sup>1</sup> ZHANG Hengyi<sup>1</sup> LAI Xiaoming<sup>1</sup>

(1 Beijing Spacecrafts, Beijing 100094)

(2 Central South University, Changsha 410083)

**Abstract** In response to the demand for improving the performance of large-size 5B70 forged rings, through thermal compression simulations of the 5B70 homogenized at different temperatures and strain rates, stress and strain data were obtained and the hot-working diagram of the alloy was fitted to guide large-size forged rings formed. The suitable processing temperature of the alloy is 400 °C to 450 °C, and the most suitable deformation rate is 0.1/s. According to hot-working diagram, the ring forging process with the same conditions was used to prepare 5B70 alloy test pieces and finished ring piece with the size of  $\Phi 2\ 900\ \text{mm} \times \Phi 2\ 600\ \text{mm} \times 700\ \text{mm}$ , and the microstructure and properties of the ring were studied. The results show that the 5B70 Al-Mg-Sc alloy can obtain good mechanical properties and performance of plastic deformation under the theoretical thermal deformation conditions.

**Key words** Al-Mg-Sc alloy, Thermo analysis, Ring forge, Microstructure, Mechanical property

### 0 引言

热变形是金属材料在加工过程中不可避免的一个问题,研究合金的热变形机理对优化合金在实际生产过程中的工艺参数是有重要意义的。在应变和高温的共同作用下,合金的微观组织是不断发生变化的,这会影响到合金的最终性能<sup>[1-5]</sup>。铝镁钪合金在实际加工中不可避免地需要经过热变形。由于该合金中弥散的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子在变形过程中会和位错和晶界产生相互作用<sup>[6-7]</sup>,且该合金中的镁含量较高与其他类型的铝合金在热加工方面会有所区别,需要对合金的高温塑性变形行为进行全面评估。此

外,还需要依据合金的压缩应力应变曲线来建立热加工图,指导合金热加工的参数设定,避免加工出现流变失稳现象同时保留更多的变形组织。本文针对铝镁钪合金塑性变形的基础性刚需,利用等温压缩手段获得合金在热压缩过程中的应力应变曲线,建立相应的热加工图。通过热加工图得出最有利的加工条件并在相应的条件下制备大尺寸锻环并表征其微观组织和力学性能,并进一步进行分析与评价,拟为成形件均匀性设计验证,结构性能保障提供材料分析基础。

### 1 实验

收稿日期:2021-08-27

第一作者简介:沈晓宇,1984年出生,博士,高级工程师,主要从事有色金属材料及工艺研究工作。E-mail: xiaoyu.shen@163.com

### 1.1 材料

所用5B70铝镁钪合金铸锭由东北轻合金有限责任公司提供,合金的主要成分为Al-6Mg-0.4Mn-0.25Sc-0.15Zr。熔炼过程中,Al元素和Mg元素的投放分别采用的是高纯Al和高纯Mg,Sc和Zr等元素的投放采用的是中间合金。铸锭经过双级均匀化退火工艺处理,退火制度是在350℃下退火4h后随炉升温至420℃后继续保温4h。

### 1.2 实验方法

热压缩模拟实验使用装备了高温环境箱的MTS-810万能电子试验机。实验样品采用从均匀化铸锭的中心区域切割的直径10mm、高度15mm的小圆柱体。热压缩采用了300、350、400和450℃四个温度,0.001、0.01、0.1s、1和10/s五个变速率。在热压缩开始前,在样品两端涂抹石墨减少样品与试验机之间的摩擦,实验压下量为50%。通过获得的应力应变曲线拟合合金的热加工图,并指导合金锻环的加工,部分压缩样品从中心纵截面刨开,观察金相组织。

通过热加工图确定锻环的加工条件,于无锡派克新材料科技股份有限公司,采用7000t压机对5B70合金进行锻造开坯和环锻,铸锭开坯温度设定为440℃保温10h。开坯后进行冲孔,随后再进行环锻工序。环锻分为两步:第一步,工件在环锻前进行10h以上的保温确保内外温度平衡,环锻起始温度设定为420℃,加工环锻总变形量的60%;第二步将锻件置入电阻炉中降低温度至200℃保温,再加工剩下40%的环锻变形量。为了确保加工工艺的可靠性,在最终的大尺寸成品环件加工之前,进行了小环试验件的试加工。当小环试验件的加工没有出现缺陷,且性能达标后,采取相同的工艺加工大尺寸成品件。小环试验件的最终尺寸为 $\Phi 830\text{ mm}\times\Phi 550\text{ mm}\times 120\text{ mm}$ ,成品大锻环的最终尺寸为 $\Phi 2\ 900\text{ mm}\times\Phi 2\ 600\text{ mm}\times 700\text{ mm}$ 。

### 1.3 测试分析

锻造完成后对环件进行取样,分析力学性能与金相组织。室温单项拉伸实验依据《GB/T 228—2010金属材料室温拉伸试验方法》,使用MTS-810型万能电子试验机进行测试。金相表征参照《GB/T 2346.1—2012变形铝及铝合金制品显微组织检验方法》使用Leica DM4000M型金相显微镜进行表征。

## 2 实验结果

### 2.1 热压缩结果

金属的热加工图能够直观地表现塑性变形条件与加工性之间的联系<sup>[8-10]</sup>。塑性加工对材料做功的能量会转化成两种能量——材料塑性变形耗散能和

组织演变耗散能。而组织演变耗散能会受到不同的组织演变行为的影响,例如:动态回复、动态再结晶抑或是流变失稳。同时,组织的演变与合金的加工条件息息相关。根据Prasad的理论<sup>[8-10]</sup>,可以得到合金的能量耗散图和加工失稳图,将两者叠加起来就是合金的热加工图。图1是拟合出来的合金在50%热压缩时的热加工图,图中阴影部分是热加工失稳区域。

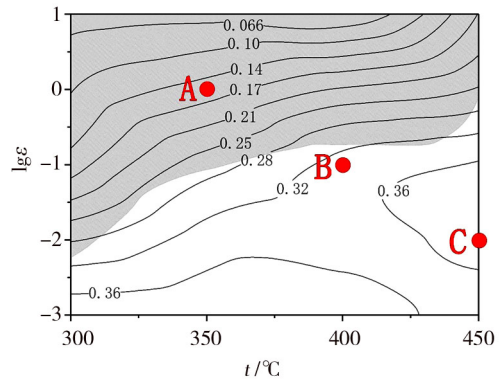


图1 热加工图

Fig. 1 Hot processing map

从图中可以看出失稳区域主要集中在高于0.1/s的应变速率的区域,且温度越低,失稳区域越大。当时温度降低到300℃时,合金的失稳区域已经扩大到0.01/s以上的速率。针对这种情况,选取了三个具有代表性的加工条件的样品来研究在不同理论失稳情况下的合金微观组织变化。选取的三个加工条件分别是350℃-1/s、400℃-0.1/s和450℃-0.01/s(图1中A、B、C三个红点代表的样品)。这三个加工条件在热加工图中分别代表失稳区、失稳区与安全区的边界区域和安全区域。图2是这三个样品纵截面的金相图片。从图中可以看出,位于A点失稳区的样品中[图2(a)],晶粒内部出现了细小的微裂纹,且小部分区域出现了流动性固化的现象,这说明以该条件压缩样品,样品内部会出现加工缺陷。B点的安全区边缘区域的样品如图2(b)所示,晶粒内部没有出现裂纹,流动性固化现象也大大减弱。此外,在部分三叉晶界上出现了再结晶晶粒。这说明在该加工条件下,样品的流动塑性较好,不会出现加工缺陷,且再结晶程度不高,能够保留部分变形组织。而位于C点的加工安全区中[图2(c)],样品晶粒中出现了大量的再结晶组织,此时虽然材料的塑性很好,但是强烈的动态再结晶使得样品中的变形组织被消除,加工硬化效果较弱。

通过以上微观组织的结果可以发现,热加工模拟的效果与实际的微观组织能够相互印证。一般而言,液压机的锻造速率也在0.1/s左右。因此,通过

热加工图确定合金开坯和环锻开锻温度需要高于400℃。最终将铸锭开坯温度定在440℃,经过开坯和冲孔后,环锻第一阶段的开锻温度定在420℃,这样既能使得样品拥有较好的塑性,又能保留部分变形组织。而锻造的第二阶段为了保证合金力学性能,所以把温度降低到200℃。这是因为高温开坯

后,合金的组织已经充分变形,塑性得以提高,出现加工失稳的概率大大降低,不需要继续保持高温。此外,高温加工造成的动态再结晶会抵消部分加工硬化效果,降低材料的力学性能,所以将终锻温度降低,以保留更多的变形组织。基于以上考虑,最终制定了该合金的环锻工艺。

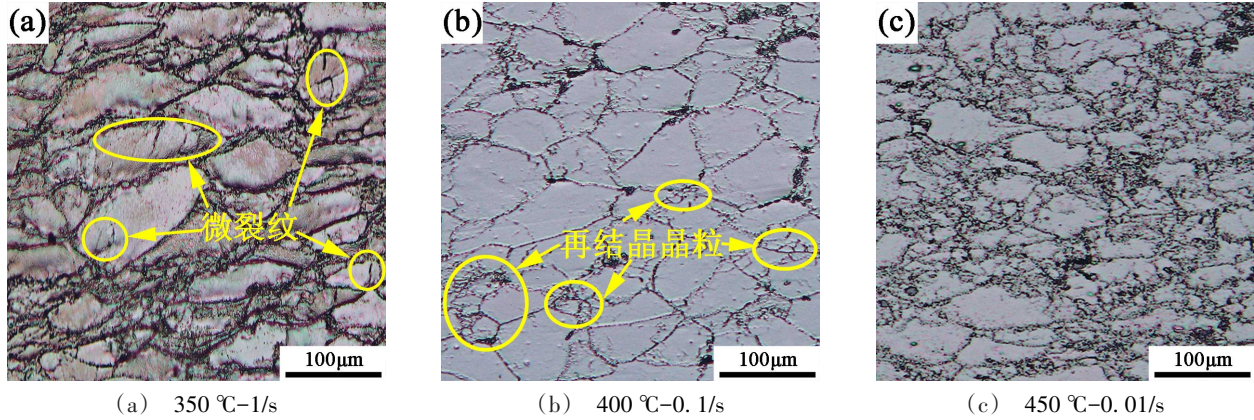


图2 热压缩样品纵截面金相图

Fig. 2 The metallograph of the longitudinal section of the hot compressed sample

## 2.2 环锻试验件结果

以上述热加工图的实验结果为参考,制定了环锻试加工工艺,并在实际产品选用的大线设备上进行了实验。首先对小尺寸试验环进行了成形。环件取样方向如图3所示,每个方向均在四个不同区域取样,三个方向的力学性能如表1所示。

从表中可以看出,环件的抗拉强度都在380 MPa以上,屈服强度都在230 MPa以上,且伸长率较高,塑性较好,所有性能均已达标。但是,环件的力学性能在各个方向上还是稍有差异的。其中切向的强度最高,轴向和径向的强度相差不大,稍微低于切向。虽

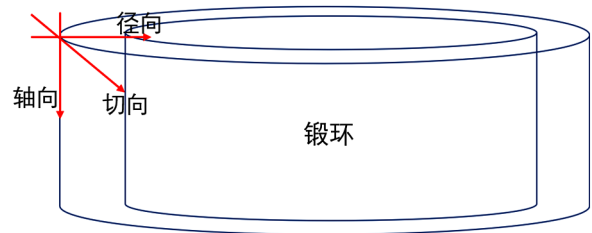


图3 锻环的取样方向

Fig. 3 Sampling direction of forged ring

然各个性能之间的差距并不大,但是这与合金的微观组织有密切关系。图4是环件在不同面上的金相组织。

表1 试验环在三个方向上的力学性能

Tab. 1 Mechanical properties of the test ring in three directions

取样方向	切向			轴向			径向		
	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%
标准要求	>350	≥220	≥12%	>350	≥220	≥12%	>350	≥220	≥12%
样品性能	394.25	248.25	21.5	386.25	248	21	383.25	242.75	19.25

从图4中可以看出,环件在各个方向上的晶粒形貌是不一样的。在垂直切向的面上[图(4a)],晶粒形貌呈现橄榄状,晶粒沿径向被压缩。在部分晶界上出现了细小的再结晶晶粒,这些细小的晶粒是在热加工过程中发生动态再结晶形成的。在垂直于轴向的面上[图(4b)],晶粒形貌呈现纤维状,晶粒沿着切向伸长。晶粒沿切向的长度超过100 μm,在径向的长度仅有约10 μm。在部分纤维晶粒的晶界上也

存在再结晶的细小晶粒。在垂直于径向的平面上,晶粒形貌为较大的椭圆形,其整体大小超过了前两张图片,这是因为这个平面是受到锻压机压缩的平面,所以从径向上看,晶粒就会呈现板状。而从整体上看,这些金相图像中均未发现因加工塑性不足造成的缺陷(例如微裂纹和晶内剪切),说明该加工条件能够满足5B70合金环锻的加工稳定性且保证合金的力学性能。因此,在最终的成品大尺寸环件的

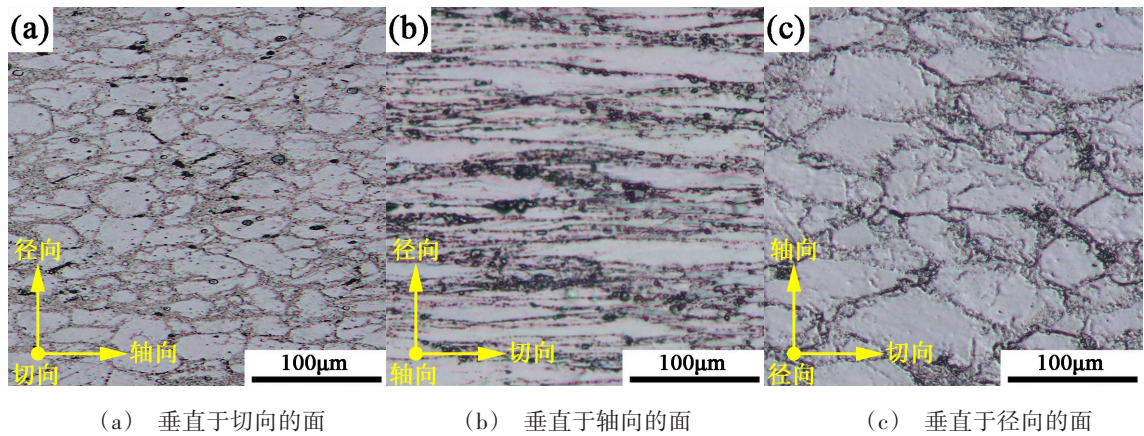


图4 试验环不同面的金相

Fig. 4 Metallographs of different faces of the ring

锻造上采用了该工艺。

大尺寸成品环的各项性能指标如表2所示。从表中可以看出,大尺寸成品环件的性能均满足标准,环件的抗拉强度都在380 MPa以上,屈服强度都在

230 MPa以上,且伸长率较高,塑性较好。此外,大尺寸环件的力学性能与小尺寸试验环的结果非常一致,环件的力学性能在各个方向上的差异也是相似的。

表2 成品环在三个方向上的力学性能

Tab. 2 Mechanical properties of the finished ring in three directions

取样方向	切向			轴向			径向		
	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%
标准要求	>350	≥220	≥12%	>350	≥220	≥12%	>350	≥220	≥12%
样品性能	401	251.5	23.125	391	240.25	21.625	391.25	240.25	16.375

图5是大尺寸成品环件在不同面上的金相组织。可以看出,大尺寸锻件的整体微观组织形貌与小尺寸试验环较为相似,再结晶程度也基本相同。因为相似的微观组织,所以二者的力学性能也较为一致。

此外,在大尺寸成品环的加工过程中,没有出现加工失稳现象,这说明该工艺能够稳定地产出性能达标的5B70合金大尺寸环件。

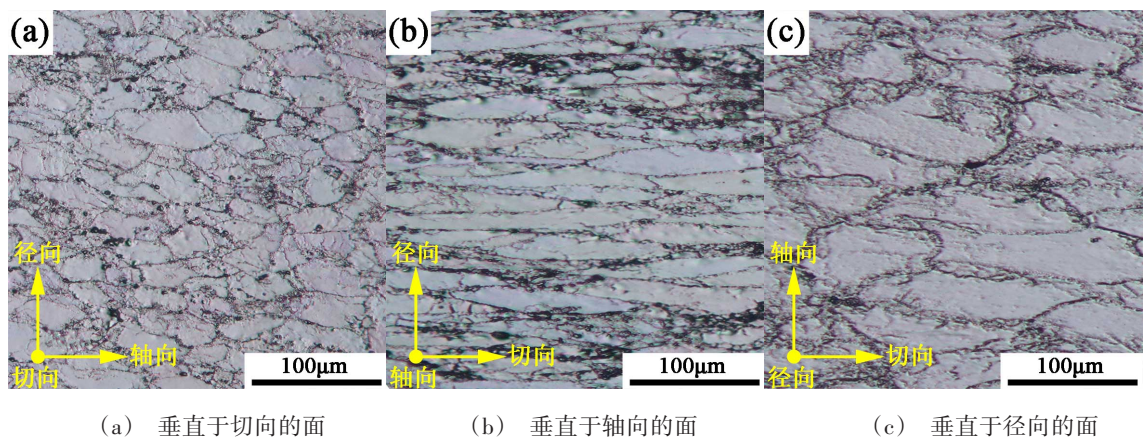


图5 成品环不同面的金相

Fig. 5 Metallographs of different faces of the ring

### 3 分析与讨论

结合热加工图和金相结果可以对微观组织的变化进行温习。350 °C-1/s、400 °C-0.1/s和450 °C-0.01/s在热加工图中分别代表失稳区、失稳区与安全

区的边界区域和安全区域。金相结果也与热加工图的结果相互佐证——从失稳区域到安全区域,合金样品中的微裂纹和流动性固化现象逐渐减少。在热加工图中,加工失稳区位于低温或高应变率区。这

是因为低温对于位错移动是不利的,并且高应变速率意味着位错发生回复的时间不足。因此,在该区域中的样品,其位错会积累到非常高的密度。位错的聚集将阻碍位错的运动,形成局部缺陷集中。同时,在较高的应变率下,由于变形时间较短,在加工期间产生的变形热没有向外传导。因此,在那些低温和高应变速率的样品中往往会出现晶内剪切甚至微裂纹。

根据热加工图结果指导生产的小尺寸试验环和大尺寸成品环的结果也印证了该加工方法的可行性。锻环的微观组织中再结晶分数并不高,且没有发现加工失稳现象。环件成品的力学性能也较为理想。这是因为在初期开坯的温度较高,在热加工过程中发生了动态再结晶,在晶界上形成了细小的晶粒。而在之后的加工步骤中,由于之前开坯使得材料变得更为致密,塑性增强,失稳风险降低,所以可以降低加工温度。锻造温度降低后,动态再结晶情况减弱,变形组织得以保留,因此环件的力学性能也较为理想。而之所以环件的力学性能在各个方向上存在差异(切向的强度最高,轴向和径向的强度稍微低于切向),这是由于晶粒形状的不同导致的。从金相中可以看出,沿着切向的晶粒呈现细长的纤维状,而晶粒在其他方向上的则没有这样的强烈的一致取向,从而造成了切向与其他方向在拉升性能上的差异。但差异很小,且各方向性能均达标,可以认为此次实验证明了该合金大尺寸锻环工艺的可行性,即高温开坯之后在随后的加工过程中逐步降低温度,最终以中温锻造结束。

#### 4 结论

(1) 5B70 合金大尺寸铸锭的锻造开坯温度在 400 °C 以上,且变形速率在 0.1/s 左右较为适宜。

(2) 高温开坯之后在随后的加工过程中逐步降低温度,最终以中温锻造结束的环锻工艺能获得性能较好的 5B70 合金成品环件,并且此工艺可以用于生产 5B70 大尺寸锻环。

(3) 5B70 锻环在不同取样部分和不同方向上的力学性能有细微差异,但是整体抗拉强度都在 380 MPa 以上,屈服强度在 230 MPa 以上,性能稳定且均

匀,达到相关标准。

#### 参考文献

- [1] POLMEAR I J, Light alloys: Metallurgy of the light metals[M]. Edward Arnold, a division of Hodder Headline PLC. London, 1995.
- [2] EZATPOU H R, HADDAD S M, SAJJADI A, et al. Investigation of work softening mechanisms and texture in a hot deformed 6061 aluminum alloy at high temperature [J]. Materials Science and Engineering, 2014, 606: 240-247.
- [3] CHEN G, CHEN L, ZHAO G, et al. Microstructure analysis of an Al-Zn-Mg alloy during porthole die extrusion based on modeling of constitutive equation and dynamic recrystallization [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 710: 80-91.
- [4] LIU S, PAN Q, LI M, et al. Microstructure evolution and physical-based diffusion constitutive analysis of Al-Mg-Si alloy during hot deformation [J]. Materials and Design, 2019, 184: 108181.
- [5] QIN X, HUANG D, YAN X, et al. Hot deformation behaviors and optimization of processing parameters for alloy 602 CA [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 770: 507-516.
- [6] JIANG J Y, JIANG F, ZHANG M H, et al. Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) precipitation in deformed Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy: Effect of annealing temperature and dislocation density [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154856.
- [7] HUANG H F, JIANG F, ZHOU J, et al. Effects of Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) and shear band formation on the tensile properties and fracture behavior of Al-Mg-Sc-Zr alloy [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015, 24(11):4244-4252.
- [8] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti-6242 [J]. Metallurgy and Materials Transaction A, 1984, 15: 1883-1892.
- [9] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T. Processing maps for hot working of titanium alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 82-88.
- [10] ZANG Q, YU H, LEE Y S, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of annealed Al-7.9Zn-2.7Mg-2.0Cu (wt%) alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 763: 25-33.