

三种高强铝合金高温组织实时观察研究

袁建宇 王影 逢锦程 谢国君 卢鹂

(航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

文 摘 2219、2A14、2195 铝合金是航天领域常用的三种结构材料,特别是 2195 合金,因其密度低、比强度和比刚度高等优势在航天的应用越来越广泛。本文基于高温金相实时观测系统,在 50 K/min 加热速率下对强化态(固溶+时效)下的三种铝合金常温(约 25 °C)至软化温度(约 600~660 °C)下微观组织及相组成的变化过程进行了实时观察。结果表明:强化态下的三种铝合金均在高于其固相线的温度下发生了熔化,高温金相视场中的初始熔化位置位于圆形相(含有 Al、Cu 元素)附近,而块状相(含有 Al、Cu、Fe 等元素)则最后发生熔化。重新凝固后材料显微硬度降低 50% 左右,表明基体中的增强相减少;先析 α 相中 Cu 含量降低,大部分 Cu 元素均富集于晶界上形成接近共晶成分的网状富 Cu 相;未溶块状相熔点较高,重新凝固后被推移到晶界。对三种铝合金分析对比结果表明,2195 合金固液温度区间最小,高温下形成的网状富 Cu 液膜最容易被拉开,因此该材料热裂纹敏感性最大。

关键词 铝合金,高温金相,组织演化,热裂纹

中图分类号: TG444. 2

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2023.01.013

In-situ Observation of High Temperature Microstructure Evolution of Three Kinds of High-strength Aluminum Alloys

YUAN Jianyu WANG Ying PANG Jincheng XIE Guojun LU Wu

(Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

Abstract 2219, 2A14 and 2195 alloys were three kinds of structural materials for aerospace application. Particularly, 2195 alloy was more and more widely used in aerospace industry because of its low density, high specific strength and rigidity and etc. By using the in-situ observation system of high temperature metallography, the microstructure evolution and phase transformation of three kinds of aluminum alloys in strengthened condition from room temperature (about 25 °C) to zero strength temperature (about 600~660 °C) at a heating rate of 50K/min was investigated. The results show that three kinds of aluminum alloys melt at a temperature higher than the solidus curve, the first melting position lies around the spherical phase (containing Al, Cu), and that the massive phases (containing Al, Cu, Fe, etc) melt at last. After the cycled-water solidification process, the micro-hardness of the re-solidified materials decreases by about 50%, indicating that the strengthening phase in the matrix decreases. The Cu content of primary α phase decreases, and most of the Cu element remains at the grain boundaries, forming net-like Cu-rich phase whose composition is close to eutectic composition, and a few massive phases that do not dissolve completely are forced to the grain boundaries. As a result of the comparison of three alloys, the conclusion is drawn that 2195 alloy, which has the smallest solid-liquid temperature interval, is susceptible to thermal cracks since the Cu-rich liquid films are easily torn apart by thermal stress.

Key words Aluminum alloy, High temperature metallography, Microstructure evolution, Thermal cracks

收稿日期: 2022-08-16

第一作者简介: 袁建宇, 1988 年出生, 博士, 高级工程师, 主要从事航天产品失效分析及相关检测技术工作。E-mail: yuanjianyu-2006@163.com

0 引言

2219、2A14以及2195合金是航天工业常用的三种高强铝合金结构材料,在贮箱、阀体等结构上得到了广泛的应用^[1]。其中,2219合金属Al-Cu系合金,2A14合金属Al-Cu-Mg-Si系合金^[2-3],2195合金属Al-Cu-Li系合金。从国外运载火箭的应用来看,贮箱结构材料已经从第一代铝镁合金,第二代铝铜合金发展到第三代铝锂合金^[4-5]。2195合金可以在铝铜合金的基础上进一步减低结构质量,提高运载能力,其用量占比在运载火箭中正在逐渐升高^[6-8]。

三种铝合金使用状态均为固溶+时效态,其强化机理相似,均是使溶质元素固溶于铝基体组织,然后快速冷却,从而得到过饱和固溶体,然后对固溶态的合金进行时效处理,时效过程中使合金析出沉淀相,弥散分布在基体上,从而让合金得到强化^[9-12]。2219合金时效后合金内部形成细小弥散的强化相 θ'' 相及 θ' 相等,从而达到较高的强度^[13-14]。2A14合金是在Al-Mg-Si系合金的基础上加入Cu和少量Mn发展起来的,主要强化相为 θ'' 相(Al_2Cu)和 β 相(Mg_2Si)等。2195合金添加Li元素可以使合金在时效过程中析出片状T1相(Al_2CuLi),从而得到比2219、2A14合金更高的时效强度。

运载火箭低温贮箱等结构正是利用了2195合金的高强度,更好实现了结构减重、有效载荷增加的目的。贮箱生产过程涉及焊接工艺,焊接过程中铝合金材料会经历高温熔化和冷却过程,其高温组织和

合金相组成的转变过程对研究上述材料在焊接过程中的性能变化和缺陷产生的机理十分重要。研究人员通过XRD、SEM、TEM、DSC等多种手段对上述问题进行过研究^[15-17],然而上述方法均无法实现对高温组织变化过程的原位实时观察。实际上,研究高温组织和相转变的最简便方式是通过高温金相系统,原位观察不同温度下试样表面显微组织变化。该技术不仅能够像普通金相技术那样观察常温、静态下的组织,还能够控制温度变化,实时观测组织及相的演变过程^[18],因此受到了研究人员的重视。

本文采用高温金相系统,对航天工业中常用的三种铝合金材料(2195、2219、2A14)的高温组织进行原位观察与分析,从而深入了解上述材料在经历高温后的组织和性能变化机理,拟为运载火箭贮箱等结构研制和焊接工艺提供借鉴。

1 试验

1.1 试验材料

材料为2195(T8态)、2219(T87态)以及2A14(T6态)铝合金板材,上述热处理状态均为火箭低温贮箱的常见使用状态。三种铝合金的名义化学成分及实测值见表1,主合金元素均为Cu,其中2195合金Cu含量实测值为3.8%,其他合金元素包括Li、Mg等;2219合金Cu含量实测值为5.8%,还含有少量Mn、Fe等元素;2A14合金铜含量为4.3%,还包括Mg、Si、Mn、Fe等元素。

表1 三种铝合金名义化学成分及实测值
Tab. 1 Nominal and actual chemical composition of three aluminum alloys % (w)

项目	2195合金									
	Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Fe	Si	Ti	Mn	Al
实测值	3.8	1.09	0.5	0.26	0.12	0.15	0.03	0.03	0.02	Bal.
名义值	3.7~4.3	0.8~1.2	0.25~0.8	0.25~0.6	0.08~0.16	<0.15	<0.12	<0.1	<0.25	Bal.
项目	2219合金									
	Cu	Mn	Ti	Zr	V	Mg	Fe	Si	Zn	Al
实测值	5.8	0.31	0.06	0.14	0.13	0.01	0.26	0.08	0.03	Bal.
名义值	5.8~6.8	0.20~0.40	0.02~0.10	0.10~0.25	0.05~0.15	<0.02	<0.30	<0.20	<0.10	Bal.
项目	2A14合金									
	Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Ni	Zn	Ti	Al	
实测值	4.3	0.69	0.71	0.7	0.1	0.01	0.06	0.02	Bal.	
名义值	3.9~4.8	0.40~1.0	0.4~0.8	0.6~1.2	<0.7	<0.10	<0.30	<0.15	Bal.	

1.2 高温金相系统

高温金相系统包括5个不同的子系统,分别为成像系统、气体保护系统、真空系统、加热系统和冷却系统。其中,成像系统包括光学显微镜、图像处理软

件和图像录制软件;气体保护系统包括氩气气瓶、气体流量计;加热系统包括钨电阻丝、热电偶以及温度控制器;冷却系统包括循环水及其流经的管路,其核心部分如图1所示^[19]。



图1 高温金相系统组成

Fig. 1 The experimental setup of the high temperature metallography in-situ observation system

1.3 试验参数

将三种铝合金材料加工成适合高温金相观察的小尺寸薄片状试样,将其水平放入陶瓷坩埚样品腔内。设置控温程序从室温(RT,约25℃)上升,升温速度为50 K/min,逐渐升至材料发生软化和坍塌的温度(ZST,约660~700℃),随后降温,降温过程中采用循环水冷却,降至室温后停止试验,加热过程示意图如图2所示。在加热过程中,实时观察三种铝合金材料表面组织和合金相组成的演变过程;材料软化坍塌后,由于试样表面较为粗糙且存在氧化膜,不再适合光学显微镜观察,因此后续采用扫描电镜进行表面观察与分析。

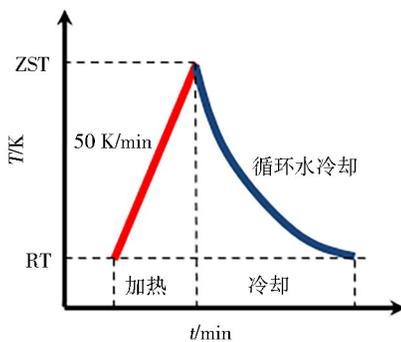


图2 三种铝合金加热过程示意图

Fig. 2 Illustration of the heating process for three aluminum alloys

1.4 试验方法

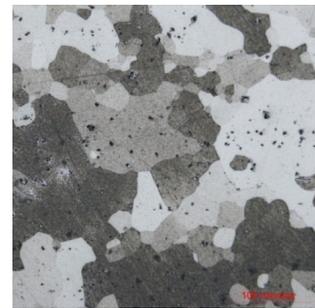
采用Quanta FEG 650场发射扫描电镜进行微观观察,加速电压为20 kV,采用牛津X-Max能谱仪进行成分分析。采用ATM Saphir 560设备对试样进行自动研磨、抛光,采用凯勒试剂进行试样腐蚀,采用Leica DM

4000M光学显微镜对腐蚀后的试样进行金相组织观察。采用岛津1600-5122VD维氏硬度计对金相试样进行显微硬度测试,加载载荷为200 g,加载时间为15 s。

2 试验结果

2.1 金相组织

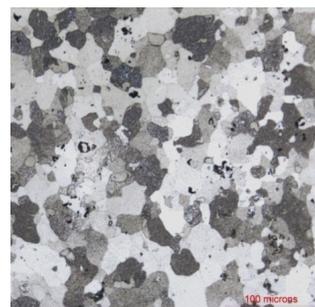
2195、2219、2A14三种铝合金原状态(分别为T8态、T87态以及T6态)金相组织见图3。从图中可以看到,三种铝合金组织均为 α 相+质点相。参照GB/T 6394—2017,对三种铝合金组织晶粒度进行评定,2195合金晶粒尺寸最大,晶粒度为3级,2219合金晶粒度为4级,2A14合金晶粒度为6级。上述晶粒度的区别与该合金经历的轧制过程有关。除了晶粒之外,在三种铝合金内部还可以看到大量的未溶质点相,这些未溶质点相既有可能分布在晶界,也有可能分布在晶内,形状不规则,尺寸均在30 μm 以下。



(a) 2195 铝合金(T8态)



(b) 2219 铝合金(T87态)



(c) 2A14 铝合金(T6态)

图3 三种铝合金显微组织

Fig. 3 Microstructure of three alloys

2.2 合金相组成

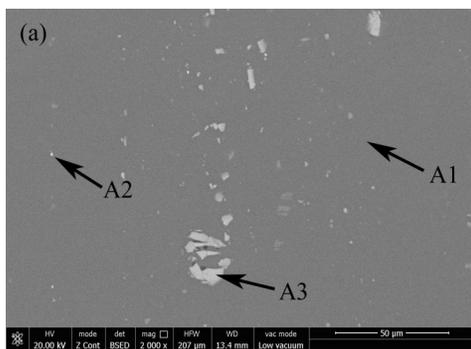
为了对上述三种合金相组成进行进一步分析,分别在背散射模式下进行观察,微观形貌见图4。从图中

可以看到,三种合金基体(A1、B1、C1)上均弥散分布大量质点相,按照形状划分,上述质点相包括2类:分别为圆形相(A2、B2、C2)和块状相(A3、B3、C3)。分别对三种合金的基体和质点相进行成分分析和对比,并对其尺寸进行汇总,结果如表2所示。从表2中可以发现:(1)基体中(A1、B1、C1处)Cu含量均低于实际Cu含量,这是由于大量的Cu进入到了未溶质点相之中所致;(2)三种合金均含有圆形Al-Cu相,虽然尺寸有区别,但Cu含量均较高(20%~40%),接近共晶成分(33%);(3)三种合金中均含有块状相,且该相的组成差别很大,在2195合金当中为Al-Cu-Fe相,在2219合金中为Al-Cu-Fe-Mn相,在2A14合金中为Al-Cu-Fe-Mn-Si相,上述不规则块状相能起到的强化效果非常有限,并且易于形成疲劳裂纹和局部腐蚀失效的源区。

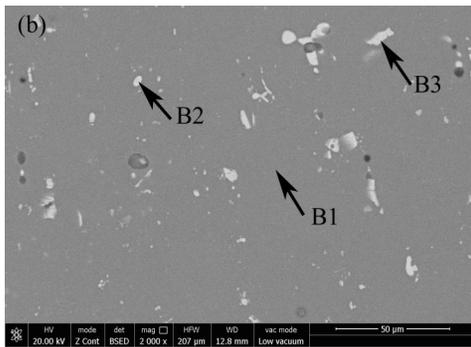
表2 三种铝合金相组成能谱分析定量结果

Tab. 2 Quantitative EDS analysis results for constituent phases of three aluminum alloys % (w)

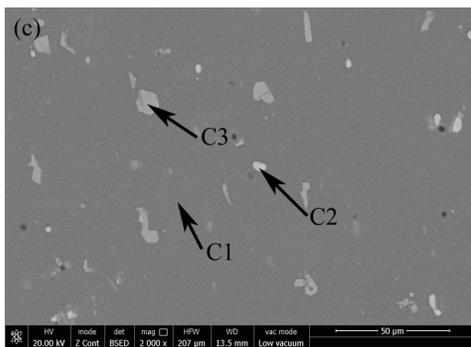
合金	位置	尺寸/ μm	Al	Cu	Fe	Mn	Si
2195合金	A1(基体)	-	96.81	3.19	-	-	-
	A2(圆形相)	1~2	78.75	21.25	-	-	-
	A3(块状相)	10~20	67.35	24.73	7.92	-	-
2219合金	B1(基体)	-	94.47	5.53	-	-	-
	B2(圆形相)	3~10	63.33	36.67	-	-	-
	B3(块状相)	10~20	65.94	26.38	6.20	1.48	-
2A14合金	C1(基体)	-	95.77	4.23	-	-	-
	C2(圆形相)	4~10	71.10	28.27	-	-	0.63
	C3(块状相)	10~30	70.77	5.36	7.62	8.26	7.99



(a) 2195合金



(b) 2219合金



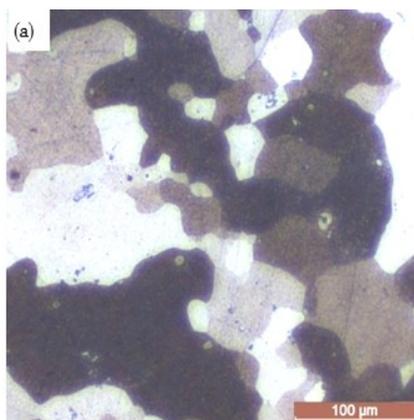
(c) 2A14合金

图4 三种铝合金背散射模式下的合金相组成
Fig. 4 Constituent phases of three aluminum alloys in backscattered electron detector mode

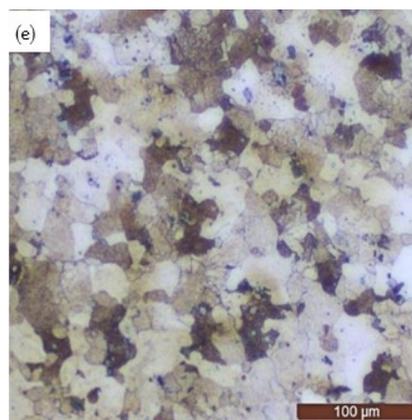
2.3 高温金相实时观察

图5显示了2195、2219、2A14三种合金高温组织实时观察,组织变化过程相同点如下:(1)三种材料均在高于其固相线的温度下发现了熔化现象。上述现象主要是加热速率较快,在共晶温度(约548 $^{\circ}\text{C}$)下各相来不及达到平衡,因此固相线向相图的上方移动;(2)三种材料初始熔化位置均为圆形的未溶质点相附近,这种相既可能分布在晶内,也可能分布在晶界,由于该相中的Cu含量较高,在该成分下的液相线温度较低,从而导致在圆形相附近首先发生熔化;(3)三种材料内部不规则的块状相熔点较高,在整个熔化过程中最后发生熔化,冷却后组织还存在少量残余,且大多分布于晶界处。

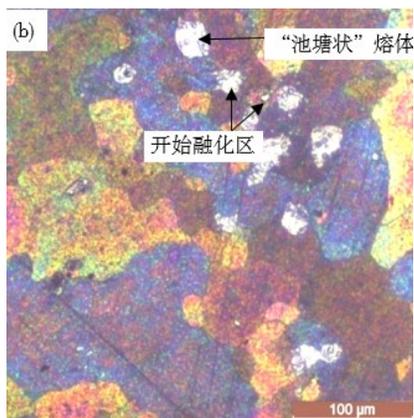
对三种合金熔化过程中的特点进行分析,2195合金在约650 $^{\circ}\text{C}$ 开始发生熔化,升温过程中随机出现“池塘状”熔体,同时表面颜色发生明显变化。该变化与两方面原因有关:一是试样表面的氧化,二是试样温度升高发生的光学作用。试样表面氧化严重,形成一层氧化膜,在加热过程中氧化膜不能约束熔体流动发生破裂,因此在组织中随机出现“池塘状”熔体,如图5(a)、(b)所示。2219合金初始熔化位置位于Al-Cu相附近,且初始熔化温度最低,约为612 $^{\circ}\text{C}$,这与该合金中Cu元素含量最高,接近共晶成分的Al-Cu相熔点较低,在共晶温度(约548 $^{\circ}\text{C}$)下即可发生熔化有关。值得注意的是,在50 K/min的加热速率下,系统处于不平衡状态,金相组织观察发现,直到612 $^{\circ}\text{C}$ 才发生明显的Al-Cu相的液化,如图5(c)、(d)所示。对2A14合金而言,除圆形质点相周围出现熔体外,晶界上也可见明显的粗化。上述晶界的粗化应与2A14溶质元素的含量、种类均较多,晶界熔点较低,因此在升温过程中优先发生熔化有关,如图5(e)、(f)所示。



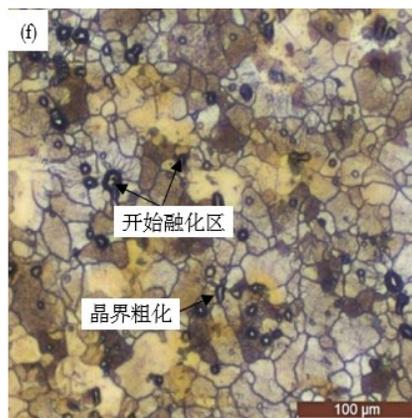
(a) 2195 合金原状态



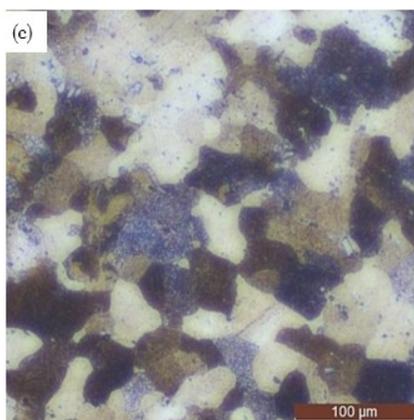
(e) 2A14 合金原状态



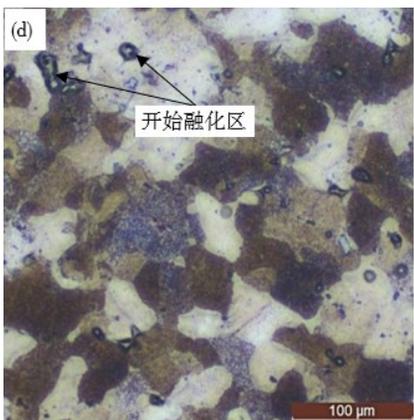
(b) 2195 合金开始熔化状态



(f) 2A14 合金开始熔化状态



(c) 2219 合金原状态



(d) 2219 合金开始熔化状态

图5 三种铝合金高温组织实时观察结果

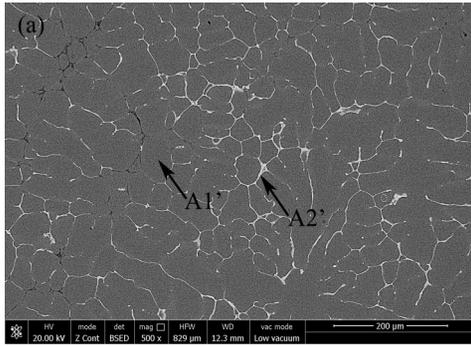
Fig. 5 High temperature metallography in-situ observation results of three aluminum alloys

2.4 合金相组成的变化

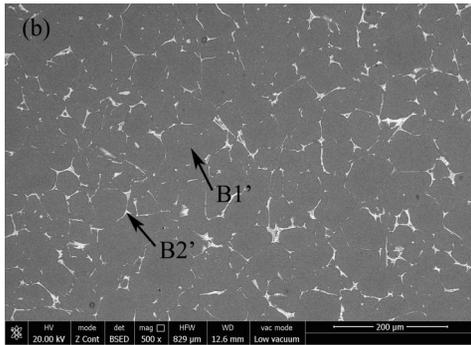
连续加热至材料刚发生软化和坍塌的温度(660~700 °C), 并采用循环水冷却后, 对三种铝合金材料的相组成进行分析, 其背散射图像如图6所示。从图中可以看到, 三种铝合金晶界上存在大量的网状析出相, 尽管在加热前三种铝合金的晶粒度存在明显差异, 但是在凝固后, 三种铝合金的晶粒尺寸较为相似, 表明最终凝固组织的晶粒尺寸是由凝固过程参数(冷却速度)决定的。

分别对重新凝固后三种铝合金基体(A1'、B1'、C1')、晶界网状相(A2'、B2'、C2')以及2A14合金块状相(C3')进行成分分析, 能谱定量分析结果见表3。分析结果表明, 三种铝合金基体中的Cu元素含量大大降低, 远低于原始状态基体中的Cu含量; 晶界网状相主要含有Cu元素, 还含有Fe、Mn等元素, 其中Cu元素的含量与共晶成分相近, 表明该相是在先析 α 相形成后大部分Cu元素富集于晶界上所致; 2A14合金中的块状相主要为Al-Cu-Fe-Mn-Si相, 该相与T6态下的相组成元素组成和含量较为相似, 表明组织内部尚存少量块状相未完全熔化, 在重新凝固过程中逐渐被推移到晶界, 因此该

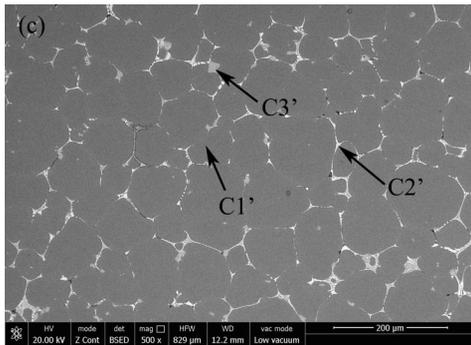
相主要在晶界上分布。



(a) 2195 合金



(b) 2219 合金



(c) 2A14 合金

图6 三种合金连续升温并冷却凝固后形成的组织

Fig. 6 Microstructure of three alloys after the continuous heating and cycled-water cooling process

表3 三种铝合金凝固组织能谱分析定量结果

Tab. 3 Quantitative EDS analysis results for solidified microstructure of three aluminum alloys % (w)

合金	位置	Al	Cu	Fe	Mn	Si
2195 合金	A1'	98.51	1.49	-	-	-
	A2'	66.32	32.33	1.35	-	-
2219 合金	B1'	95.47	4.53	-	-	-
	B2'	63.35	35.41	1.24	-	-
2A14 合金	C1'	97.33	2.67	-	-	-
	C2'	63.89	36.11	-	-	-
	C3'	68.99	3.39	6.07	14.40	7.15

2.5 显微硬度

对三种合金原状态及试验后的显微硬度进行测试(HV0.2),显微硬度的对比如表4所示。横向比较,2195合金T8态下硬度最高,在试验后也能保持最高的硬度;而2219和2A14两种材料在原状态下硬度相似,试验后得到的硬度也相似,均小于2195合金试验后的硬度。与合金原状态比较,试验后材料的显微硬度均降至原状态的50%左右,表明本试验条件对三种合金显微硬度造成的削弱效果相似。上述显微硬度的下降,与以下两方面因素有关:一是基体当中的Cu元素减少,固溶强化效果减弱;二是基体当中的强化相溶解,强化作用减弱,因此试验后三种铝合金材料的显微硬度明显降低。

表4 三类铝合金显微硬度测试结果(HV0.2)

Tab. 4 Micro-hardness testing results (HV0.2) of three alloys

合金	状态	HV
2195 合金	T8 态	192
	试验后	96
2219 合金	T87 态	156
	试验后	79
2A14 合金	T6 态	159
	试验后	81

3 分析讨论

3.1 Cu 含量分析

对三种铝合金的Cu含量进行对比,共讨论三种Cu含量:第一种是原材料化学成分分析得到的Cu含量;第二种是对原状态下(T8、T87及T6态)下基体能谱分析得到的Cu含量;第三种是试验后对基体能谱分析得到的Cu含量。三种铝合金三种状态下的Cu含量对比见图7。从图中可以看到,横向比较,2219合金中的Cu含量最高,2A14其次,2195合金中的Cu含量最低。纵向比较,原材料基体当中的Cu含量低于整体Cu含量,而试验后,基体中的Cu元素进一步降低。

对上述结果进行分析,第一种Cu含量可以认为是原材料平均Cu含量,而第二种Cu含量可以视为固溶在基体当中以及 θ'' 等强化相当中Cu含量之和,而不包括质点当中的Cu,因此第二种Cu含量较第一种Cu含量稍低。而试验后,大部分Cu元素分布于晶界网状相当中,第三种Cu含量仅仅包含固溶在基体中的Cu,因此试验后基体Cu含量最低。值得注意的是,2195合金尽管Cu含量最低,但通过添加Li、Ag、Zr等元素增加了 Al_3Li 、 Al_3Zr 以及LiAg等相的析出,从而保证了材料较高的强度^[20]。

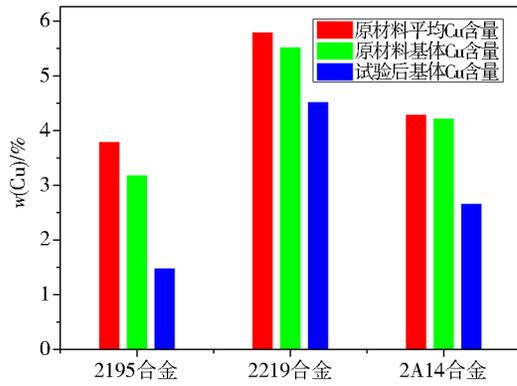


图7 三种铝合金三种状态下Cu含量

Fig. 7 Cu content of three aluminum alloys in three different situations

3.2 固液温度区间对比

将2195、2219以及2A14三种铝合金简单视为Al-3.8%Cu、Al-5.8%Cu以及Al-4.3%Cu二元合金,得到与三种铝合金对应的Al-Cu相图如图8所示。

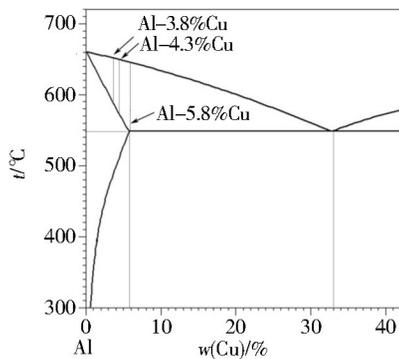


图8 Al-Cu合金相图

Fig. 8 Al-Cu alloy phase diagram

根据Al-Cu相图及杠杆定律计算固液温度区间。假设纯Al熔点为 T_m ,Cu在Al中的最大溶解度为 ω_s ,Al-Cu共晶成分为 ω_E ,Al-Cu共晶温度为 T_E ,则其固相线温度 T_s 和液相线温度 T_L 分别为:

$$T_s = T_m - \frac{(T_m - T_E)\omega(\text{Cu})}{\omega_s} \quad (1)$$

$$T_L = T_m - \frac{(T_m - T_E)\omega(\text{Cu})}{\omega_E} \quad (2)$$

根据式(1)、(2)计算得到三种牌号铝合金对应的二元合金体系固相线温度、液相线温度以及固液温度区间如表5所示。

结合相图,对铝合金熔化、凝固过程进行分析。从图8中可以看到,在Al-Cu二元合金体系中,Cu含量超过5.65%时,固相线温度即为共晶温度,约为548℃。在三种铝合金中均存在圆形的未溶质点相,根据表2中的测试结果,圆形相的Cu含量约为21.25%~36.67%。由于该相中的Cu含量较高,在该成分下的液相线温度较低,从而导致在圆形相附近

表5 三种铝合金对应的固液温度区间

Tab. 5 Solid-liquid temperature interval corresponding to three aluminum alloys

牌号	对应的二元合金体系	固相线温度 /°C	液相线温度 /°C	固液温度区间/°C
2195	Al-3.8%Cu	585	647	62
2219	Al-5.8%Cu	548	641	93
2A14	Al-4.3%Cu	575	646	71

首先发生熔化。

在熔化过程中,通过合金高温组织实时观察可以看到,2195合金在约650℃开始发生熔化,2219合金在约612℃开始发生熔化。根据杠杆定律计算得到的固液温度区间,可知Al-3.8%Cu(对应2195合金)的固相线温度为585℃,液相线温度为647℃;而Al-5.8%Cu(对应2219合金)的固相线温度为548℃,液相线温度为641℃。考虑到由于升温速率较快,约为50 K/min,在共晶温度(约548℃)下各相来不及达到平衡,固相线向相图的上方移动。若移动量为64~65℃,则利用相图计算得到的熔化温度加上由于升温速率导致的偏移恰好与实际熔化温度相吻合,且2195合金初始熔化温度最高,2219合金初始熔化温度最低,实际观察结果与相图预测结果一致。

在凝固过程中,铝合金首先析出 α 相,随着 α 相的长大,在晶界上逐渐富集Cu等溶质元素,形成富Cu的液膜。从表3中可以看到,晶界上网状富Cu相的Cu含量约为32.33%~36.11%,非常接近共晶成分(约33%)。根据相图计算可以得到,Al-3.8%Cu(对应2195合金)的固液温度区间为62℃,而Al-5.8%Cu(对应2219合金)的固液温度区间为93℃。可以看到,2195合金对应的二元合金体系的固液温度区间最小。在凝固过程中,2195合金在材料晶界处熔点较低的、接近共晶成分的富Cu液膜最后凝固,凝固过程中没有其他熔体补缩,容易被拉开。而2219合金固液温度区间较宽,因此在凝固过程中富Cu液膜不容易产生开裂。综合上述分析,可知尽管2195合金在材料性能方面极具优势,但是其对应的二元合金体系的固液温度区间最小,高温下形成的网状富Cu液膜最容易被拉开,因此在焊接工艺控制方面,热裂纹敏感性最大。

3.3 热裂纹敏感性

热裂纹敏感性是2195铝锂合金焊接性研究的主要内容,一直受到各国焊接工作者的重视。图9显示了2195合金在焊缝熔合线附近液化裂纹形貌特征。从图中可以看到,裂纹呈沿晶分布,形状较为曲折,

并且能够贯穿较多晶界,晶界上可见明显的富Cu相,富Cu相的微观形貌、分布与本文原位观察试验中得到的结果一致。

通过对三种铝合金材料高温组织进行原位观察与分析,模拟了接近共晶成分的富Cu液膜的形成过程。而在实际焊接过程中,受到焊接热作用,焊缝热影响区组织发生软化,材料内部强化相减少;在高温下材料中的强化相和未溶质点相中的溶质元素(主要为Cu)进入基体中,冷却过程中材料晶界形成熔点较低、接近共晶成分的富Cu液膜,在焊接热应力的作用下,液膜容易被拉开,并且无其他熔体补缩,因此产生了热裂纹。对比实际过程和试验结果发现,焊接热裂纹形成过程中富Cu液膜的形成机理与本文试验中富Cu液膜的形成机理一致。因此,本文的观察结果有助于深入了解铝合金在经历高温后的组织变化机理,从而为运载火箭贮箱等结构研制和焊接工艺提供借鉴。

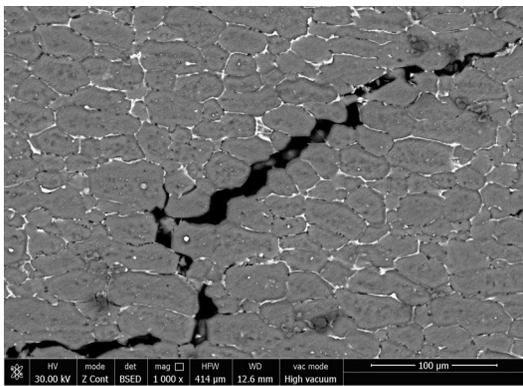


图9 2195合金焊缝熔合线附近焊接液化裂纹形貌

Fig. 9 Morphology of liquation cracks near the fusion line of welding joints of 2195 alloy

4 结论

(1)固溶时效态的铝合金组织中存在强化相和未溶质点相(包括圆形相及块状相),随着温度从常温升至软化温度,三种材料均在高于其固相线的温度下发生了熔化,初始熔化位置均为接近共晶成分、熔点较低的圆形Al-Cu相附近;而块状相(含有Al、Cu、Fe等)则最后发生熔化。

(2)循环水冷却后三种铝合金材料显微硬度均降低50%左右,表明基体中的增强相减少;先析 α 相中的Cu含量降低,大部分Cu元素富集于晶界上形成接近共晶成分的网状富Cu相;未溶块状相熔点较高,重新凝固后被推移到晶界。

(3)通过对三种铝合金材料高温组织进行原位观察与分析,模拟了接近共晶成分的富Cu液膜的形成过程,2195合金固液温度区间最小,高温下形成的网状富Cu液膜最容易被拉开,因此该材料热裂纹敏

感性最大。

参考文献

[1] 夏德顺. 航天运载器贮箱结构材料工艺研究[J]. 导弹与航天运载技术, 1999(3): 32-41.

XIA D S. Technological research of tank structural material for launch vehicle [J]. Missiles and Space Vehicles, 1999(3): 32-41.

[2] 焦好军, 胡明臣, 周炼刚, 等. 新一代运载火箭2219铝合金配用焊丝研制[J]. 宇航材料工艺, 2007, 37(6): 61-64.

JIAO H J, HU M C, ZHOU L G, et al. Welding wire matched 2219 aluminum alloy in new generation launch vehicle [J]. Aerospace Materials & Technology, 2007, 37(6): 61-64.

[3] 付佳, 晋会锦, 吴素君, 等. 热处理对2A14铝合金组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(1): 189-194.

FU J, JIN H J, WU S J, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of 2A14 aluminum alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2016, 37(1): 189-194.

[4] 贲海峰, 王少刚, 章国涛, 等. 铝锂合金及其焊接技术研究进展[J]. 电焊机, 2015, 45(1): 75-80.

BEN H F, WANG S F, ZHANG G T, et al. Research progresses and welding technologies of Al-Li alloys [J]. Electric Welding Machine, 2015. 45(1): 75-80.

[5] 马云龙, 李劲风, 刘观日, 等. 重固溶-不同温度T8再时效2195铝锂合金的力学性能与显微组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(2): 234-242.

MA Y L, LI J F, LIU G R, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of 2195 Al-Li alloy during T8 re-aging at various temperatures following re-solution [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(2): 234-242.

[6] CHIEN P. Welding the space shuttle's Al-Li external tank presents a challenge [J]. Welding Journal, 1998. 77(6): 45-47.

[7] JIANG N, GAO X, ZHENG Z Q. Microstructure evolution of aluminum-lithium alloy 2195 undergoing commercial production [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010(20): 740-745.

[8] SHEN B, DENG L, WANG X. A new dynamic recrystallisation model of an extruded Al-Cu-Li alloy during high-temperature deformation [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 625: 288-295.

[9] WANG H M, YI Y P, HUANG S Q. Microstructure evolution and mechanical properties of 2219 Al alloy during aging treatment [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017(26): 1475-1482.

[10] 刘春燕, 周丹晨, 李昌安, 等. 2A14铝合金锻件的热处理工艺[J]. 金属热处理, 2011, 36(9): 42-45.

LIU C Y, ZHOU D C, LI C G, et al. Heat treatment of 2A14 aluminum alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2011, 36(9): 42-45. 宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2023年 第1期

2A14 aluminium alloy forgings [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2011, 36(9): 42-45.

[11] 叶茂, 孟富新, 姜枫, 等. 2A14铝合金的固溶和形变组织[J]. *金属热处理*. 2014, 39(5): 31-35.

YE M, MENG F X, JIANG F, et al. Solid solution and deformation microstructure of 2A14 aluminum alloy [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2014, 39(5): 31-35.

[12] 王喜琴, 张贵一, 王业伟. 2195铝锂合金热处理工艺研究[J]. *上海航天*, 2014(31): 53-55.

WANG X Q, ZHANG G Y, WANG Y W. Heat treatment process of 2195 aluminum-lithium alloy [J]. *Aerospace Shanghai*, 2014(31): 53-55.

[13] SON S K, TAKEDA M, MITOME M, et al. Precipitation behavior of an Al-Cu alloy during isothermal aging at low temperatures [J]. *Material Letters*, 2005, 59: 629-632.

[14] SHANMUGASUNDARAM T, MURTY B S, SARMA V S. Development of ultrafine grained high strength Al-Cu alloy by cryorolling [J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54: 2013-2017.

[15] CHATURVEDI M C, CHEN D L. Effect of specimen orientation and welding on the fracture and fatigue properties of 2195 Al-Li alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 387-389: 465-469.

[16] DI X J, XIE H J, CHEN C X, et al. Microstructural evolution and softening behavior of simulated heat-affected zone in 2219 aluminum alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letter)*, 2017, 30(12): 1177-1184.

[17] WANG L, WEI Y H, ZHAO W Y, et al. Effects of welding parameters on microstructures and mechanical properties of disk laser beam welded 2A14-T6 aluminum alloy joint [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018(31): 240 - 246.

[18] 周细应, 于佃荣. 高温金相技术的现状及进展[J]. *热处理*, 2012, 28(2): 9-12.

ZHOU X Y, YU D R. Present situation and progress of high temperature metallographic technology [J]. *Heat Treatment*, 2012, 28(2): 9-12.

[19] YUAN J Y, PANG J C, XIE G J, et al. In situ observation of high-temperature microstructure evolution and phase transformation of 2195 Al-Li alloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50A: 1509-1521.

[20] QIN H L, ZHANG H, WU H Q. The evolution of precipitation and microstructure in friction stir welded 2195-T8 AL-Li alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 626: 322-329.