

铸造铝合金缺陷分析与热处理工艺研究

王荣滨

(南湾工具厂, 江西南昌 330002)

摘要:本文论述了铸造铝合金易产生的质量缺陷和预防措施;阐述了固溶淬火温度、保温时间、时效工艺等对铸造铝合金组织和性能的影响;推荐了合理的热处理工艺参数。

关键词:铸造铝合金;固溶淬火;时效处理

中图分类号:TC292

文献标识码:A

文章编号:1671-6795(2008)05-0010-04

随着高科技日新月异的飞速发展,现代制造材料的构成发生了较大变化,高密度材料使用比例下降,低密度材料使用比例上升。轻金属材料应用范围不断扩大,向轻量化、高性能、多功能、环保、易成形、再生和省能源方向发展。铝合金有良好力学性能、较高的比强度、比刚度和铸造性能;密度低(仅为钢的1/3),便于运输、安装和使用;热导率高,为123~170 W/(m·K),是钢的4倍,可有效降低零部件冷却时间;导电性好,抗腐蚀性优良,成形性好,易回收再生;冷切削加工性能优良,切削速度是钢的5倍,可显著缩短生产周期,提高工模具寿命,降低生产成本。因此,铝合金广泛应用于航天航空、军工、造船、矿山冶金、汽车和机械制造等工业。

1 铸造铝合金缺陷分析

1.1 铸造裂纹

铸件形状复杂、厚薄不均,在凝固过程中各部位冷却速度不一致,会产生较大内应力,当应力超过合金材料抗拉强度时铸件被拉裂。裂纹分热裂纹和冷裂纹两种。热裂纹是沿晶开裂,裂缝呈氧化黑色,形状不规则,呈锯齿状;冷裂纹沿晶内开裂,断口未氧化,呈折射状,银色发亮。

消除裂纹的工艺措施:合金化学成分应准确,杂质含量不得超标;避免熔体过热,在炉内停留时间不宜长;采用合理的铸造温度和铸造速度;液体金属流动和冷却应均匀;防止外来夹杂物掉入熔体。

1.2 花边状组织

边界晶粒呈波浪状、锯齿状折线形花边,形状类

似铸造孪晶,往往呈羽毛状,显微组织相互平行呈薄片状。产生原因:化学成分调整不合适;熔体过热,停留时间过长;过滤管孔径过细,铸造温度过高,结晶器过矮;变质细化剂失去作用等。

消除花边状组织的措施:严格控制合金化学成分,杂质含量不得超标;合理设计过滤系统及结晶装置;精确控制溶炼、铸造温度和时间;加入合格变质细化剂等。

1.3 光亮晶粒

当铸件出现合金元素含量较低的贫乏固溶体时,其晶粒粗大,呈树枝状网络组织,硬度低于正常组织。产生原因:在铸造过程中,漏斗温度低,在底部形成低成分固溶体一次晶的结构,按原成分不断长大,当重量达到一定程度时便形成光亮晶粒,降低合金强度。

防止措施:漏斗材料导热性要好,表面应光亮,漏斗距底部高度适中,漏斗涂料要均匀;浇注前预热漏斗,沉入金属液不宜过深;严格控制铸造温度,均匀平稳供应铝液等。

1.4 浇不足

因浇注温度低、铸件凝固速度快、铸件未浇满便凝固成形,形成浇不足,造成铸件产品不完整;因浇注系统通道狭窄、铝液流量小,形成瓶颈,当浇注流量小于铝液填充速度时,便形成浇不足,成为废品。

防止措施:重新设计和改进浇注系统,加大铝液流量;预热模具,浇注时避免铝液冷速过快;涂料在型腔分布应合理,厚度适中均匀,涂料不宜太薄;确保模具排气顺畅等。

1.5 缩松

铝合金液温度和浇注温度偏高、冷却速度缓慢、收缩量大,导致晶粒粗大、组织疏松、力学性能低劣,

形成废品。

防止措施:改进工艺,精心操作,控制好合金加热温度和浇注温度;合理设计冒口尺寸;涂料不宜过薄或过厚,确保铸件收缩补给量;铸件设计尽量对称,厚薄悬殊不宜过大。

1.6 氧化夹杂与气孔

因操作不当,铝液进入型腔时产生飞溅,形成气泡被包裹在铸件内部,使金属发生氧化,形成氧化夹杂;当铝液中有大量体积小的氢气时,则会形成不规则小孔洞,多见于厚大砂型铸件,急剧降低铝合金铸件的物理、化学性能,导致产品组织性能不合格。

防止措施:科学制订工艺,精心操作,浇注时铝液流速应平衡缓和,减少冲击力,宜采用蛇形浇口和底注式浇注系统;严格检查炉料清洁度,确定合理的熔化温度和浇注温度;进行精炼除气等。

2 固溶淬火组织转变机理

铸造铝合金分为共晶型和固溶体型2种。前者以ZL101、ZL104、ZL105等牌号为代表;后者以ZL201、ZL202、ZL301等牌号为代表。

共晶型铸造铝合金ZL104是Al-Si-Mg-Mn合金,主要成分(质量分数,下同)为(8.0~10.5)%Si、(0.17~0.30)%Mg、(0.20~0.50)%Mn,余量Al,杂质 $\leq 0.6\%$ Fe、0.30% Cu、0.30% Zn。铸态组织为 α 固溶体+(α +Si)二元共晶体+AlSiMnFe+Mg₂Si次生。在淬火温度下,Mg₂Si溶入固溶体,不溶相Si和AlSiMnFe发生聚集,淬火组织为 α 固溶体+(α +Si)+AlSiMnFe,低熔点共晶体为(α +Si+Mg₂Si),过烧温度为558℃。ZL105是Al-Si-Cu-Mg合金,主要成分为(4.5%~5.5)%Si、(1.0~1.5)%Cu、(0.35~0.60)%Mg,余量Al,杂质 $\leq 0.6\%$ Fe、0.30% Zn。铸态组织为 α 固溶体+(α +Si)二元共晶体+W(AlMg₅Si₄Cu₄)相与次生Mg₂Si及Al₂Cu。在淬火加热过程中,Mg₂Si及Al₂Cu均参与相变,而W相则部分参加相变,不溶相Si则发生积聚球化,淬火组织为 α 固溶体+(α +Si)二元共晶体+W少量。过烧温度为540℃,当含有较高Cu、Mg时,还会出现(α +Si+Al₂Cu+Mg₂Si)四元共晶体,过烧温度517℃。

固溶体型铸造铝合金一般不含形成不溶共晶的元素,铸件结晶和结晶后因冷却缓慢形成的偏析及第二相组元将在淬火加热过程中随强化相溶解而消失。这类合金结晶温度较宽,在正常淬火条件下一般由单一 α 固溶体组成,其主要牌号有ZL201、ZL301等。

ZL201为Al-Cu-Mn-Ti系合金,主要成分为(4.5~5.3)%Cu、(0.6~1.0)%Mn、(0.15~0.35)%Ti,余量Al,杂质 $\leq 0.3\%$ Fe、0.3% Zn、0.05% Mg。铸态组织为 α 固溶体+Al₂Cu+Al₁₂Mn₂Cu+Al₃Ti化合物。在淬火加热过程中,Al₂Cu溶解于 α 固溶体中,Al固溶体分解形成细小质点T相(Al₁₂Mn₂Cu)。为获得最佳组织性能,推荐双级淬火加热法:第一级加热温度530±3℃,促使Al₁₂Cu强化相溶入 α 固溶体,并沿晶界析出T相质点;第二级加热温度540±3℃,促使残留的Al₂Cu相全部溶入 α 固溶体。应严格控制合金的Si含量,Si超标会出现 α +Si+Al₂Cu三元共晶体(熔点为525℃),会降低淬火温度和物理、化学性能。过烧温度为547℃。

ZL301为Al-Mg二元合金,主要成分为(9.5~11.5)%Mg,余量Al,杂质含量 $\leq 0.3\%$ Fe、0.3% Si、0.10% Zn。若加入微量Ti或B,可改善其铸造性能和物理化学性能。铸态组织为 α 固溶体+ β 相(Al₃Mg₂),加入微量Ti会形成Al₃Ti化合物。淬火加热主要是使 β 相固溶及 α 固溶体充分合金化,淬火后获得单一均匀的 α 固溶体。

3 淬火温度对组织性能的影响

共晶型铸造铝合金和固溶体型铸造铝合金,在不引起组织过烧条件下提高淬火加热温度,促使强化相尽量溶入Al基固溶体中达到饱和状态,可提高强化效果。试验表明,共晶型铸造铝合金、固溶体型铸造铝合金的淬火加热温度应分别低于其过烧温度10~15℃、5~10℃。淬火加热温度愈高,固溶体饱和程度愈大,强化组元愈接近极限浓度,淬火强化效果愈显著。表1为淬火温度对ZL104、ZL105、ZL201、ZL301力学性能的影响,淬火温度误差±3℃,淬火介质均为50~70℃清洁水,所列性能值均为1组3件试样的平均值。

4 淬火保温时间对组织性能的影响

淬火保温时间与合金成分、组织状态和溶解速度有关。ZL101、ZL104等共晶型合金的强化组元较少,而Mg₂Si溶解速度快,在正常淬火加热温度下只需保温1~3h,其机械性能随保温时间延长而增加,但保温时间过长(9h以上)时,反而会因晶粒长大和Si元素强烈聚集而降低;ZL201、ZL301等固溶体型合金的强化组元含量较高,铸态下呈大块化合物状态,因此

需较长淬火加热保温时间,以使化合物溶解和固溶体扩散。其保温时间还与原始晶粒大小有关,细晶粒只需保温 3~5 h,而粗晶粒需 6~10 h,但不宜超过 10 h。过长的保温时间将引起晶粒长大,降低合金的强韧性。表 2 为淬火保温时间对铸造铝合金主要性能影响。

表 1 淬火温度对 ZL104、ZL105、ZL201、ZL301 主要性能的影响

合金	淬火温度/℃	500	510	520	530	540	550	560
ZL104	σ_b /MPa	185.3	196.2	214.1	223.0	234.9	238.2	200.3
	δ_s /%	4.5	6.0	6.4	6.8	6.4	6.1	2.7
ZL105	σ_b /MPa	193.1	216.3	223.0	231.4	229.6	197.5	
	δ_s /%	2.9	4.0	4.7	5.2	4.0	3.7	
ZL201	σ_b /MPa	312.0	356.3	364.5	362.3	316.2	298.7	
	δ_s /%	11.4	13.6	14.7	14.1	9.7	8.2	
ZL301	淬火温度/℃	400	410	420	430	440	450	460
	σ_b /MPa	272.3	293.5	314.2	319.4	343.3	348.2	301.4
	δ_s /%	5.3	6.5	10.7	13.6	14.5	14.1	11.9

表 2 淬火保温时间对 ZL101、ZL104、ZL105 主要性能的影响

合金	保温时间/h	1	3	5	7	9	11
ZL101	σ_b /MPa	182.2	214.3	219.2	221.4	198.7	189.6
	δ_s /%	3.4	4.7	5.3	5.0	4.2	4.1
ZL104	σ_b /MPa	186.3	216.2	221.4	215.6	210.3	198.4
	δ_s /%	3.1	5.2	5.7	5.3	4.0	4.3
ZL105	σ_b /MPa	179.3	201.6	215.4	219.6	214.5	209.7
	δ_s /%	3.2	4.3	5.2	5.8	6.3	5.8
合金	保温时间/h	10	12	14	16	18	20
ZL201	σ_b /MPa	291.2	302.3	312.6	319.4	321.5	309.5
	δ_s /%	10.3	12.4	13.5	14.8	15.9	14.8
ZL301	σ_b /MPa	281.3	300.1	316.4	318.6	309.3	298.2
	δ_s /%	9.3	12.7	12.9	14.2	15.0	13.7

注:ZL101、ZL104、ZL105 的淬火温度分别为 550±3℃、445±3℃、535±3℃。水淬温度均为 50~60℃。ZL201、ZL301 的淬火温度分别为 540±3℃、445±3℃;水淬温度分别为 50~70℃、50~60℃。

5 淬火冷却速度与转移时间对性能影响

淬火冷却速度应确保溶解在固溶体中的强化相不被析出,淬火转移时间尽量短。淬火冷却速度取决于介质的热容量、导热性、粘滞性和蒸发潜热等因素。淬火冷却介质宜选用清洁水,不同温度的水可得到不同的冷却速度,满足不同性能要求。通常宜采用适当温度的热水淬火,可减少复杂铸件的淬火内应力,避免淬裂与畸变。淬火效果不仅决定于淬火介质的冷却速度,而且还受淬火转移时间的影响,水温愈低、转移时间愈短,则强化效果愈显著。表 3、表 4 分别为淬

火水温和转移时间对 ZL101 合金主要性能的影响。

表 3 水温对 ZL101 主要性能的影响

水温/℃	10	25	35	45	55	65	75	100
σ_b /MPa	229.4	213.6	203.2	191.4	187.9	179.8	165.7	126.2
δ_s /%	6.6	6.1	5.3	4.5	4.2	3.7	3.3	2.9

注:淬火温度 550±3℃,保温 1 h。

表 4 淬火转移时间对 ZL101 主要性能的影响

转移时间/s	10	20	30	40	50	60
σ_b /MPa	235.7	219.8	211.9	202.3	186.7	135.6
δ_s /%	6.7	5.4	4.3	3.4	2.5	1.8

注:淬火温度 550±3℃,保温 1 h,50~60℃水淬。

6 时效

迁移扩散与过饱和固溶体脱溶分解是铝合金时效过程的组织转变特征。溶解的溶质原子在固溶体内部成核析出、集结和聚集,均伴随化合物形成、微杂质析出与未溶解过剩相的聚集过程。固溶淬火后时效期沉淀相的析出按 GP 区→ θ'' (GP II 区)→ θ' → θ (CuAl₂)的顺序转变。Al-Cu 系合金的时效沉淀序列为:GP 区→ θ'' → β' → β (Mg₂Al₃)。Al-Si-Mg 系合金的时效沉淀序列为:GP 区→ β' → β (Mg₂Si)。按产品使用性能要求分为强化时效(淬火+完全时效)和软化时效(淬火+不完全时效)两类。若要求产品获得较高强度,而塑性指标要求不高时,则选用强化时效;若要求产品具有较高塑性,而强度要求不高时,则选用软化时效。时效强化效果与合金成分和淬火加热时固溶体饱和浓度有关。合金成分浓度愈高,则淬火后固溶体饱和程度愈大;淬火过程进行愈完善,接近极限浓度加热淬火,强化相在铝固溶体溶解愈充分,时效强化效果愈显著。表 5 为时效时间对铸造铝合金主要性能的影响。

表 5 时效时间对铸造铝合金主要性能的影响

合金	保温时间/h	2	4	6	8	10	12
ZL101	σ_b /MPa	241.7	265.3	269.8	256.7	251.2	246.3
	δ_s /%	8.4	6.5	6.0	5.2	4.8	4.3
ZL104	σ_b /MPa	235.5	252.6	263.4	254.2	270.3	262.1
	δ_s /%	6.5	6.1	5.0	4.6	4.2	3.7
ZL105	σ_b /MPa	285.6	302.4	309.7	319.3	312.2	299.4
	δ_s /%	7.8	7.1	7.0	6.3	6.0	5.6
ZL201	σ_b /MPa	342.5	358.4	362.6	358.3	351.2	334.2
	δ_s /%	11.4	10.1	9.3	8.7	8.1	7.0

注:时效温度 180±10℃,空冷。

(下转第 22 页)

铝薄带快速铸轧技术研究

张国良,王志勇

(华北铝业有限公司,河北涿州 072750)

摘要:常规连续铸轧工艺存在铸轧速度低、生产率不高的问题。为此,华北铝业有限公司、中南大学和涿神公司合作开发研制了中国第一台超薄快速铸轧机,于 2001 年 12 月至 2006 年进行了多次工业试验,成功地生产出厚度为 3.0 mm 的铝箔毛料,最大铸轧速度达到 4.7 m/min,产能提高了 20%,并生产出合格的 0.007 mm 铝箔。这些试验对今后的工业生产有一定指导意义。

关键词:高速铸轧机;铸轧技术;生产率

中图分类号:TC339;TC292

文献标识码:A

文章编号:1671-6795(2008)05-0013-04

双辊铸轧法生产铝板带坯具有投资省、成本低、流程短等优点,因而得到了广泛应用,目前我国 70% 的铝板带坯都是靠这种方式生产的。但是,这种铸轧工艺存在着生产效率低的问题,如何提高其生产效率是铝加工业界的热门话题。随着国际上薄带快速铸轧机的成功问世,铸轧工艺达到了新的高度,其主要特点是生产效率高、可节省能源。为了赶超这一先进技术,华北铝业有限公司与中南大学和涿神公司合作,共同开发研制了中国第一台工业化超薄快速铸轧机,并于 2001 年 12 月至 2006 年进行了多次工业试验,并用试制的铸轧薄带坯成功地生产出双零铝箔。

超薄快速铸轧机的开发以提高铸轧速度、降低铸轧板厚度为主要目标,重点研究生产工艺、铸轧板组织性能及生产设备。主要设计目标:最大铸轧速度 12 m/min;铸轧板厚度 2 mm;可铸轧 1XXX、3XXX、8XXX 系合金;单机产能达 2.8 万 t/a;铸轧带坯具有优良的组织性能。

1 关键技术的研究

1.1 快速冷却技术

快速铸轧的重要特点之一是对铸轧区进行超常冷却,因此除传统的内部冷却外,还应增加铸轧辊外部冷却。

内部冷却主要由铸轧辊套的传热能力来保证。影响内部冷却的因素很多,如轧辊的材质、辊芯结构、冷却水质等。传统铸轧辊套的传热能力为 4 000 W/

m²℃,而快速铸轧要求的辊面传热能力为 12 000 W/m²℃,因此需要寻求一种具有良好导热能力的合金材料。我们对炮钢、M022、铍青铜等材料进行了大量的试验,结果发现 32Cr3Mo1Vh、铍青铜在传热能力上能够满足快速轧制的要求,并将其作为工业试验辊套材料。经过仿真试验研究后,辊芯结构采用一进三出,水槽底部设计成圆弧状,以增加加热交换面积。循环水温度控制在 45~55℃,流量控制在 300 吨/支^[1]。

增加铸轧辊外部冷却装置,可进一步提高其传热能力。为此,设置了辊面喷雾冷却装置,在铸轧区出口位置采用液氮冷却,并对辊面进行大面积水雾冷却、石墨喷涂,同时在铸轧辊入口侧用压缩空气吹扫辊面,从而进一步冷却和干燥辊面^[2]。

1.2 工艺润滑技术

随着铸轧速度的提高,铝板与铸轧辊的粘附对稳定轧制的影响非常大,因此研究适合于快速铸轧的润滑剂、润滑装置非常关键。润滑介质以石墨乳液为基体,并添加活性剂(如醇)提高其浸润性。为保证石墨乳液均匀涂布于轧辊表面,将多个喷嘴组装成一排,喷嘴数目取决于铸轧辊辊面长度,利用自制喷枪实现扁扇形雾状喷射,并且能够分段可调。

1.3 铸嘴布流与控制技术

铸嘴布流及其控制系统是实现稳定、高效连续铸轧生产的一个关键环节。为此,对铸嘴与液穴区流场进行了实验与仿真分析,分析了分流块数目、分流块形状、嘴腔开口度、嘴腔长度对嘴腔流场出口速度的影响。结果表明,采用 7 个或 5 个长宽比为 1/8 的椭圆形分流块,能获得比三个分流块更均匀的熔体出口速度分布,并据此确定了铸嘴布流在线调节装置和铸

收稿日期:2008-5-15