

(19) 中华人民共和国国家知识产权局



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102978488 B

(45) 授权公告日 2014. 12. 31

(21) 申请号 201210532733. 0

审查员 龚道良

(22) 申请日 2012. 12. 11

(73) 专利权人 丛林集团有限公司

地址 265705 山东省烟台市龙口市丛林工业
区

(72) 发明人 张培良 苏振佳 王刚 高安江
孙文超 苏本显

(74) 专利代理机构 北京双收知识产权代理有限
公司 11241

代理人 李云鹏

(51) Int. Cl.

C22C 21/10(2006. 01)

C22C 1/06(2006. 01)

C22F 1/053(2006. 01)

F27D 27/00(2010. 01)

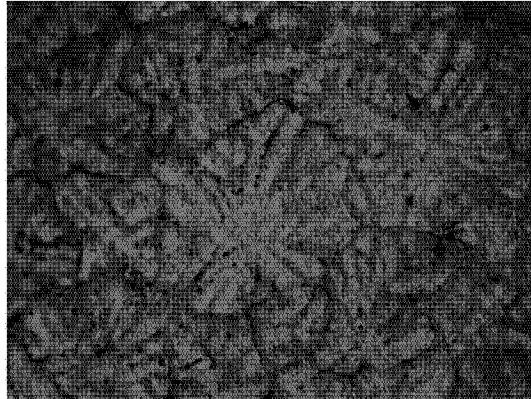
权利要求书1页 说明书7页 附图2页

(54) 发明名称

用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺

(57) 摘要

一种用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺，属于金属机械加工技术领域，通过配料→熔炼→永磁搅拌→测温→取样→调整成分及温度→倒炉→精炼（一次净化）→静置→在线加入Al-Ti-B丝→在线除气除渣（二次净化）→双级过滤→同水平热顶铸造→铸锭均匀化→铸锭的机械加工→铸锭检验→感应炉加热铸锭→挤压→精密在线淬火→拉伸校直→时效→型材的组织和性能检验→交货过程，完成汽车保险杠铝合金型材的加工。本发明加工出的铝合金型材具有良好的热变形性能，挤压时经在线淬火有较高的强度，制品的焊接性能，耐腐蚀性能良好，有一定的耐应力腐蚀性能，特别是具有较强的吸收冲击能力和抗冲击折叠的性能。



1. 一种用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺,其特征在于:包括以下步骤:

(1) 先配料:合金的基体选用 99.85 牌号的铝锭, Mg、Zn 元素以纯金属的形式加入, 考虑 Cu、Cr、Ti、Zr 元素熔点较高, 且在合金中含量较低, 故以中间合金的形式加入;

(2) 之后采用 25 吨蓄热式燃气炉熔炼, 熔炼温度不宜过高, 为 $750 \pm 5^{\circ}\text{C}$;

(3) 在熔炼过程中, 取样分析调整完化学成分和温度后即要抓紧倒炉, Si 的质量百分含量控制在 0.10%, Fe 的质量百分含量控制在 0.16% - 0.17%, Mg 的质量百分含量控制在 1.20% - 1.30%, Mn 的质量百分含量控制在 < 0.04%, Cu 的质量百分含量控制在 0.20% - 0.22%, Cr 的质量百分含量控制在 < 0.04%, Zn 的质量百分含量控制在 6.50% - 6.70%, Zr 的质量百分含量控制在 0.15% - 0.16%, 非检测杂质单个质量百分含量控制在 0.05%, 总和控制在 0.10%, 尽量缩短熔体在炉内停留的时间, 倒入静置炉时对炉内熔体边倒炉边用永磁搅拌器对炉内的熔体进行搅拌, 倒炉时要保持熔体平稳流动, 不得有冲击翻滚现象;

(4) 倒入静置炉后在 750°C 以上的条件下, 用氩气喷吹无钠精炼剂进行精炼, 精炼剂用量 1.5kg/t, 精炼时间为 10min 以上, 扒净熔体表面的浮渣, 向熔体表面均匀的撒上 10kg 无钠覆盖剂;

(5) 在线添加 Al-Ti-B 丝, 添加量为 800mm/min, 最终使合金达到 Ti 的质量百分含量为 0.03% - 0.04%

(6) 为进一步提高熔体的纯洁度, 用除气机进行第二次净化进一步除气除渣, 除气机转子转速控制在 350r/min, 氩气流量控制在 2m³/h, 采用 30ppi 和 50ppi 的双级过滤除熔体中的氧化夹杂物;

(7) 待熔体撒上 10kg 无钠覆盖剂后 20min 内, 使用 Φ304mm 热顶同水平铸造;

(8) 铸锭在 250°C 时装炉, 先不点火升温, 开风机运行 1h 后再点火升温, 加热升温速度 $90^{\circ}\text{C}/\text{h}$, 均质温度 $485 \pm 5^{\circ}\text{C}$, 保温 8h, 然后放入冷却炉冷却, 冷却速度要 $> 100^{\circ}\text{C}/\text{h}$, 冷却到室温后出炉;

(9) 之后, 选用 40MN 挤压机挤压, 铸锭加热温度 500°C , 挤压模具温度 450°C , 挤压温度 480°C , 挤压速度 3.1-3.2m/min;

(10) 之后对型材在线淬火, 淬火温度为 $350^{\circ}\text{C} - 550^{\circ}\text{C}$, 挤压型材的出模口温度不得低于 480°C , 采用强风冷却;

(11) 之后将型材用 200T 拉伸机拉直, 变形量为 1% - 3%, 校直后的型材经检验合格后, 按要求尺寸切成成品后, 再进行双级时效即: 100°C 保温 8h 升温至 145°C 再保温 11h。

2. 如权利要求 1 所述的用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺, 其特征在于:所述步骤(2)中 Zn 锭分三批用加料铲分数的加入炉内, 加入一批待 Zn 熔化后, 用永磁搅拌器搅拌 10min, 正反转各搅拌 5min, 使炉内的化学成分和温度均匀。

3. 如权利要求 1 所述的用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺, 其特征在于:所述步骤(4)从倒炉到铸造, 熔体在静置炉内停留时间不得超过 1h。

用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺

技术领域

[0001] 本发明涉及一种金属机械加工，具体涉及一种用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺。

背景技术

[0002] 目前，汽车行业快速发展，人们对汽车的性价比要求越来越高。汽车保险杠是一种表面积大、形状复杂的薄壁结构部件，它要求具有优异的高、低温冲击韧性、刚性、耐老化性、耐热性和耐寒性；而现有的汽车保险杠多采用聚氨酯弹性体和 ABS 等材料制备，这些材料成型工艺复杂、价格昂贵，使得汽车成本增加，加大了购买者的负担；聚丙烯材料以其低密度、易成型加工、可回收利用的优点，在汽车上的应用不断增大，但是聚丙烯材料韧性和抗冲击强度低，增大了司机及乘客的风险，而且成品表面的光泽度和平滑度较差。

[0003] 7NB46 属于 Al-Zn-Mg 系超硬铝合金，由于其具有良好的热变形性能，挤压时经在线淬火有较高的强度，制品的焊接性能，耐腐蚀性能良好，有一定的耐应力腐蚀性能，特别是具有较强的吸收冲击能力和抗击折叠的性能，因而特别适合挤压成空心型材制成汽车的保险杠，如何用加工出类似性能或更优性能的铝合金型材是我们所要解决的问题，但是加工此类型铝合金型材时，在生产过程中经常出现羽毛晶等缺陷。这些缺陷会在随后的生产中“遗传”给挤压材，降低了制品的力学性能。羽毛晶具有粗大平直的晶轴，力学性能有很强的各向异性，不仅破坏了工艺性能而且会大幅的降低力学性能。

发明内容

[0004] 本发明的目的是提供一种用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺，其加工出的铝合金型材具有良好的热变形性能，挤压时经在线淬火有较高的强度，制品的焊接性能，耐腐蚀性能良好，有一定的耐应力腐蚀性能，特别是具有较强的吸收冲击能力和抗击折叠的性能。

[0005] 为了实现上述方案，本发明的技术解决方案为：一种用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺，其包括以下步骤：

[0006] (1) 先配料：合金的基体选用 99.85 牌号的铝锭，Mg、Zn 元素以纯金属的形式加入，考虑 Cu、Cr、Ti、Zr 元素熔点较高，且在合金中含量较低，故以中间合金的形式加入；

[0007] (2) 之后采用 25 吨蓄热式燃气炉熔炼，熔炼温度不宜过高，为 750±5℃；

[0008] (3) 在熔炼过程中，取样分析调整完化学成分和温度后即要抓紧倒炉，Si 的质量百分含量控制在 0.10%，Fe 的质量百分含量控制在 0.16%~0.17%，Mg 的质量百分含量控制在 1.20%~1.30%，Mn 的质量百分含量控制在 < 0.04%，Cu 的质量百分含量控制在 0.20%~0.22%，Cr 的质量百分含量控制在 < 0.04%，Zn 的质量百分含量控制在 6.50%~6.70%，Zr 的质量百分含量控制在 0.15%~0.16%，非检测杂质单个质量百分含量控制在 0.05%，总和控制在 0.10%，尽量缩短熔体在炉内停留的时间，倒入静置炉时对炉内熔体边倒炉边用永磁搅拌器对炉内的熔体进行搅拌，倒炉时要保持熔体平稳流动，不得

有冲击翻滚现象；

[0009] (4) 倒入静置炉后在 750℃以上的条件下,用氩气喷吹无钠精炼剂进行精炼,精炼剂用量 1.5kg/t,精炼时间为 10min 以上,扒净熔体表面的浮渣,向熔体表面均匀的撒上 10kg 无钠覆盖剂；

[0010] (5) 在线添加 Al-Ti-B 丝,添加量为 800mm/min,最终使合金达到 Ti 的质量百分含量为 0.03% -0.04%

[0011] (6) 为进一步提高熔体的纯洁度,用除气机进行第二次净化进一步除气除渣,除气机转子转速控制在 350r/min,氩气流量控制在 2m³/h,采用 30ppi 和 50ppi 的双级过滤滤除熔体中的氧化夹杂物；

[0012] (7) 待熔体撒上 10kg 无钠覆盖剂后 20min 内,使用 Φ304mm 热顶同水平铸造；

[0013] (8) 铸锭在 250℃时装炉,先不点火升温,开风机运行 1h 后再点火升温,加热升温速度 90℃ /h,均质温度 485±5℃,保温 8h,然后放入冷却炉冷却,冷却速度要> 100℃ /h,冷却到室温后出炉；

[0014] (9) 之后,选用 40MN 挤压机挤压,铸锭加热温度 500℃,挤压模具温度 450℃,挤压温度 480℃,挤压速度 3.1-3.2m/min；

[0015] (10) 之后对型材在线淬火,淬火温度为 350℃ -550℃,挤压型材的出模口温度不得低于 480℃,采用强风冷却；

[0016] (11) 之后将型材用 200T 拉伸机拉直,变形量为 1% -3%,校直后的型材经检验合格后,按要求尺寸切成成品后,再进行双级时效即 :100℃ 保温 8h 升温至 145℃ 再保温 11h。

[0017] 本发明用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺,其中所述步骤 (2) 中 Zn 锭分三批用加料铲分数的加入炉内,加入一批待 Zn 熔化后,用永磁搅拌器搅拌 10min,正反转各搅拌 5min,使炉内的化学成分和温度均匀。

[0018] 本发明用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺,其中所述步骤 (4) 从倒炉到铸造,熔体在静置炉内停留时间不得超过 1h。

[0019] 采用上述方案后,本发明用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺,通过控制合金 Zn 的质量百分含量为 6.50% -6.70%,Mg 为 1.20% -1.30%,在合金中,Zn、Mg 共存时形成了一系列的新相 α 相 (Mg₅A₁₈)、η 相 (MgZn₂)、T 相 (Al₂Mg₃Zn),其中 η 相和在 Al 中有较高的溶解度和明显的温度关系,故该合金有强烈的时效硬化效应,通过控制 Cu 的质量百分含量在 0.20% -0.22%,提高合金的耐应力腐蚀、抗拉强度和塑性,通过控制 Zr 的质量百分比为 0.15% -0.16%,不仅能够显著地提高合金的焊接性能,还能急剧的提高合金的再结晶终了温度和耐应力腐蚀性能,通过控制 Mn 的质量百分含量小于 0.04%,Cr 小于 0.04% 故对合金的断裂性不会带来不良影响,将 Fe 的质量百分含量控制在 0.16% -0.17%,其与合金中的 Si 元素形成 FeAlSi 化合物,使 Mg₂Si 脆性相在晶界和枝晶界呈不连续状态存在,从而降低合金的热裂纹倾向,通过控制 Si 的质量百分含量在 0.10%,消除了合金中产生羽毛晶的内在原因,控制熔炼温度不超过 760℃,加强熔体的搅拌,控制熔体在炉内停留时间不超过 2h,增加 Al-Ti-B 丝的添加量,将 Ti 成分控制在 0.03% -0.04%,消除了羽毛晶产生的外在条件;在熔炼过程中通过永磁搅拌器搅拌,倒炉时边搅拌边倒炉,在静置炉中,加强搅拌缩短熔体在炉内停留的时间,有效防止 Zn、Zr 的比重偏析;熔体采取二次净化和双级过滤工艺措施对保证铸锭的内部纯洁度,有效提高制品的性能;热顶铸造可以提高铸锭的内、

外部质量,为制品组织和性能的提高奠定了基础条件;在线淬火采用强风冷却,使冷却速度达到200℃/min以上对提高制品的固溶程度,保证制品力学性能是至关重要的;根据制品的使用特性要求,采用了双级时效是正确的,即保证了制品具有较高的强度,又保证了制品有足够的塑性。

[0020] 本发明的进一步有益效果是:在步骤(2)中Zn锭分三批用加料铲分数的加入炉内,加入一批待Zn熔化后,用永磁搅拌器搅拌10min,正反转各搅拌5min,使炉内的化学成分和温度均匀,更为有效防止Zn、Zr的比重偏析。

[0021] 本发明的进一步有益效果是:步骤(4)从倒炉到铸造,熔体在静置炉内停留时间不得超过1h,这样操作进一步消除了羽毛晶产生的外在条件。

[0022] 说明书附图

[0023] 图1为本发明的均火铸锭边部高倍组织×200图;

[0024] 图2为本发明的均火铸锭半径1/2处高倍组织×200图;

[0025] 图3为本发明的均火铸锭中心部位高倍组织×200图;

[0026] 图4为本发明的型材边部横向高倍组织×200图;

[0027] 图5为本发明的型材边部纵向高倍组织×200图;

[0028] 图6为本发明的型材中部横向高倍组织×200图;

[0029] 图7为本发明的型材中部纵向高倍组织×200图。

具体实施方式

[0030] 本发明用于汽车保险杠的铝合金型材生产工艺,包括如下步骤:

[0031] (1) 配料:合金的基本选用99.85牌号的铝锭。Mg、Zn元素以纯金属的形式加入,考虑Cu、Cr、Ti、Zr元素熔点较高,且在合金中含量较低,故以中间合金的形式加入。

[0032] (2) 熔炼:采用25吨蓄热式燃气炉熔炼,考虑到该合金含Zn量较高,Zr的熔点较高,易产生Zn、Zr的比重偏析和羽毛晶,因而采取以下措施:为防止产生羽毛晶,熔炼温度不宜过高,为755℃;

[0033] (3) 为防止产生Zn、Zr比重偏析,将Zn锭分三批用加料铲分数的加入炉内,加入一批待Zn熔化后,用永磁搅拌器搅拌10min,正反转各搅拌5min,使炉内的化学成分和温度均匀,取样分析调整完化学成分和温度后即要抓紧倒炉, Si的质量百分含量控制在0.10%, Fe的质量百分含量控制在0.16%~0.17%, Mg的质量百分含量控制在1.20%~1.30%, Mn的质量百分含量控制在<0.04%, Cu的质量百分含量控制在0.20%~0.22%, Cr的质量百分含量控制在<0.04%, Zn的质量百分含量控制在6.50%~6.70%, Zr的质量百分含量控制在0.15%~0.16%, 非检测杂质单个质量百分含量控制在0.05%, 总和控制在0.10%, 尽量缩短熔体在炉内停留的时间, 倒炉时对炉内熔体边倒炉边用永磁搅拌器对炉内的熔体进行搅拌;倒炉时要保持熔体平稳流动,不得有冲击翻滚现象;

[0034] (4) 倒炉后在750℃以上的条件下,用氩气喷吹无钠精炼剂进行精炼,精炼剂用量1.5kg/t,精炼时间为10min以上;扒净熔体表面的浮渣,向熔体表面均匀的撒上10kg无钠覆盖剂,静置20min后,即要抓紧铸造;从倒炉到铸造,熔体在静置炉内停留时间不得超过1h,以免熔体中形成晶核的活化质点衰减,造成产生羽毛晶和Zn、Zr比重偏析的条件;

[0035] 由于该合金加入了Zr,会对Al-Ti-B丝的细化效果造成不良影响。因为Zr会对

起细化作用的 TiB₂ 表面形成一层 ZrB₂ 或 Zr 的包复层, 从而抑制了 TiB₂ 细化晶粒的特性。此外 Zr 还会置换 TiAl₃ 中的一些 Ti 形成 (Ti_{1-X}Zr_X)Al₃ 类型的三元固溶体。改变了其晶格常数和 TiAl₃ 的形核特性, 而且随着 Zr 含量的增加而使晶粒粗化, 这是由于在形成的三元相中 Zr 的摩尔份额增加, 而降低了 TiAl₃ 的细化效果。综上所述 Zr 的加入会形成羽毛晶的生成条件, 为补偿因 Zr 加入而引起的 Al-Ti-B 丝中的 TiB₂, TiAl₃ 粒子细化效果的降低, 采取了增加添加 Al-Ti-B 丝量的办法, 添加量为 800mm/min 最终使合金达到 Ti 的质量百分含量为 0.03% - 0.04% ;

[0036] (5) 为进一步提高熔体的纯洁度, 在铸造过程中在线用除气机进行第二次净化进一步除气除渣, 除气机转子转速 350r/min 氩气流量 2m³/h, 合金中含有氧化物会破坏其基体的连续性, 进而影响合金的力学性能。为此在生产中要尽量降低熔体中的氧化夹杂物。一是在工艺上采取措施尽量减少生产过程中氧化夹杂物的生成。二是把生成的氧化夹杂物采取相应的工艺措施除去。在这里采用 30ppi 和 50ppi 的双级过滤就是为了滤除熔体中的氧化夹杂物, 一般可滤除 10 μ 以上的氧化夹杂物 95% 以上、5-10 μ 的氧化夹杂物 50% 左右。

[0037] (6) 由于热顶同水平铸造结晶器短, 铸造速度快, 冷却强度大, 故可以提高铸锭的表面和内部质量及性能。因而本次试生产使用 Φ304mm 热顶同水平铸造。但在铸造时铸造温度、铸造速度、冷却强度调配不当也会造成羽毛晶生成的条件。经认真分析研究, 我们对铸造参数, 按表 1 数值控制 :

[0038] 表 1

[0039]

铸造温度 720℃~735℃							
初始铸造速度 mm/min	开始加速斜坡长度 mm	正常铸造速度 mm/min	结束铸造加速斜坡长度 mm	初始水量 L/min	初始水量斜坡长度 mm	正常铸造水量 L/min	结束水流量斜坡增长长度 mm
35-40	20-25	60-65	50-60	50-60	30-35	70-80	50-60

[0040] (7) 由于采用直接水冷热顶铸造冷却强度大, 因而铸锭不可避免的会产生不平衡结晶和内应力。为消除化学成分组织上的不均匀性和内应力, 改善铸锭的加工性能, 使最终制品获得良好的力学性能, 需对铸锭进行组织均匀化处理。均匀化制度如下: 铸锭在 250℃ 时装炉, 先不点火升温, 开风机运行 1h 后再点火升温, 加热升温速度 90℃ /h。均质温度 485±5℃, 保温 8h, 然后放入冷却炉冷却, 冷却速度要 > 100℃ /h, 冷却到室温后出炉。

[0041] (8) 由于该合金的变形抗力较大, 根据所挤压型材断面尺寸, 安排 40MN 挤压机挤压。加工工艺如下: 铸锭加热温度 500℃, 挤压模具温度 450℃, 挤压温度 480℃, 挤压速度 3.1-3.2m/min。

[0042] (9) 型材在线精密淬火: 淬火的目的是为了获得高浓度的过饱和固溶体, 为随后进行的时效创造条件。该合金的主要强化相为 T 相 (Mg₃Zn₃Al₂) 和 η 相 (MgZn₂) 两个相的强化效果相近, 淬火的敏感性相对不太高, 合金的淬火时加热温度很宽为 350℃ - 550℃, 因此可以在线淬火。为保证淬火效果, 对工艺参数必须严格控制。挤压型材的出模口温度不得低于 480℃, 采用强风冷却。

[0043] (10) 拉伸校直: 型材的拉直在 200T 拉伸机上进行, 变形量为 1% - 3%, 校直后的型材经检验合格后, 按要求尺寸切成成品后, 再进行双级时效, 由于该型材要求有良好的综

合性能,因而时效时采用双级时效即:100℃保温8h升温至145℃再保温11h。这种时效可以使合金具有良好的塑性及较高的抗拉强度。有利于提高制品的工作能力。经上述步骤加工出的铸锭的表2检验结果:

[0044] 表2 质量分数%

[0045]

熔铸炉次	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti	结果判定
11749	0.101	0.167	0.22	0.010	1.25	0.000	6.67	0.15	0.033	合格

铸锭的化学成分均匀度见表3,在铸造过程中从铸造长度1m起每隔1m取一个化学成分试样,分析化学成分

[0046] 表3 质量分数%

[0047]

熔铸炉次	取样部位 (沿铸锭纵 向)	合金元素小杂质含量								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti
11749	1m处	0.101	0.167	0.222	0.010	1.213	0.000	6.68	0.151	0.033
	2m处	0.084	0.169	0.200	0.009	1.293	0.000	6.70	0.154	0.032
	3m处	0.085	0.169	0.209	0.009	1.270	0.000	6.65	0.153	0.036
	4m处	0.085	0.169	0.208	0.009	1.276	0.000	6.60	0.152	0.035
	5m处	0.082	0.169	0.203	0.009	1.280	0.000	6.65	0.153	0.038
	X _{max} -X _{min}	0.019	0.002	0.022	0.001	0.080	0.000	0.10	0.003	0.006

[0048] 从表3可以看出铸锭纵向的化学成分相对时均匀的,其中以Zn、Mg的偏差最大分别为0.1%和0.08%,但整体化学成分在丛林成分内标的范围内。

[0049] 铸锭横向化学成分均匀度:在铸锭头部切取试片沿试片直径从边部起每隔38mm打光谱分析铸锭化学成分(从左至右化学成分分析点的编号1-9依次排列)化学成分分析结果见表4

[0050] 表4 质量分数%

[0051]

熔铸炉次	直 径 横 断 面 析部位(沿)	化学成分分 合金元素小杂质含量								
		Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Cr	Zn	Zr	Ti
11749	1	0.095	0.163	1.23	0.011	0.219	0.0023	6.64	0.156	0.031
	2	0.089	0.168	1.21	0.011	0.213	0.0022	6.68	0.155	0.034
	3	0.091	0.164	1.28	0.011	0.213	0.0024	6.69	0.158	0.036
	4	0.092	0.162	1.23	0.011	0.216	0.0023	6.60	0.156	0.031
	5	0.093	0.161	1.23	0.011	0.213	0.0021	6.68	0.158	0.030
	6	0.088	0.167	1.23	0.011	0.216	0.0021	6.69	0.156	0.031
	7	0.090	0.168	1.23	0.011	0.216	0.0021	6.69	0.154	0.032
	8	0.093	0.160	1.27	0.011	0.215	0.0020	6.61	0.151	0.036
	9	0.100	0.169	1.22	0.011	0.214	0.0022	6.61	0.153	0.033
	Xmax-Xmin	0.012	0.009	0.07	0.00	0.006	0.0004	0.09	0.007	0.006

[0052] 从表 4 中可以看出沿铸锭横断面的化学成分也是相对均匀的,以 Zn、Mg 的偏差最大也仅为 0.09% 和 0.07%, 但也在公差范围内。铸锭化学成分的相对均匀,使挤压型材的化学成分均匀,进而为保证制品组织和性能的均匀奠定了基础条件。

[0053] 铸锭的低倍组织检验: 在铸锭上切取低倍试片, 做低倍组织检验。检验结果见表 5

[0054] 表 5

[0055]

熔铸炉次	铸锭低倍组织检验的项目和结果								
	裂纹	疏松	气孔	晶粒度	化合物	羽毛晶	夹渣	氢含量 ml/100g Al	结果判定
11749	无	无	无	无	无	无	无	0.188	合格

[0056] 铸锭均火后的高倍组织检验: 在均火的铸锭上切取试片在试片的边部、1/2 半径处、中心部分别切取高倍试样进行检验。检验结果见图 1、图 2、图 3 和表 6:

[0057] 表 6

[0058]

均火炉次	均火后铸锭的高倍试样取样部位及检验结果			
	边部	1/2 半径处	中心部	结果判定
10C1053	无过烧现象, 枝晶网内的可溶性化合物基本溶解、扩散均匀分布在基体内	无过烧现象, 枝晶网内的可溶性化合物基本溶解, 部分扩散但不均匀	枝晶网内可溶性化合物部分溶解、扩散, 出现部分可溶性化合物贫乏区。部分晶粒内可溶性化合物分布不均匀, 有的呈梯度变化	合格

[0059] 铸锭的力学性能检验: 在铸锭的中部切取试片, 按图 4 切取性能试样做机械性能检验。检验结果见表 7;

[0060] 表 7

[0061]

取样部位	力学检验项目				结果判定
	Rm (Mpa)	Rp _{0.2} (Mpa)	A(%)		
边部	336.296	217.357	11.02		合格
1/2 半径处	320.323	213.152	8.38		合格
中心部	313.458	218.109	7.10		合格

[0062] 型材的低倍组织检验 : 在型材上切取低倍试样, 做低倍组织检验, 检验结果见图 5 和表 8 :

[0063] 表 8

[0064]

型材批次	型材低倍组织的检验项目及结果							结果判定
	裂纹	起皮	疏松	初晶	粗晶环	成层	缩尾	
407	无	无	无	无	无	无	无	合格

[0065] 型材的高倍组织检验 : 在时效后的型材上沿纵向横向切取试片, 分别切取高倍试样做高倍组织检验。检验结果见图 4、图 5、图 6、图 7 和表 9 :

[0066] 表 9

[0067]

挤压批次	取样部位	型材高倍试样检验		结果判定
		横向断面	纵向断面	
407	边部	组织细密晶粒比较均匀, 晶粒级别指数为 7 级, 化合物弥散分布均匀	组织均匀, 为沿金属挤压方向呈纤维状加工组织, 化合物弥散分布均匀	合格
	中心部位	组织较细密, 晶粒级别指数为 6 级, 无连续粗晶层但有个别的大晶粒出现, 化合物弥散分布比较均匀	组织比较均匀, 为沿金属挤压方向呈纤维状加工组织, 化合物弥散分布较均匀	

[0069] 型材的性能检验 : 在型材上切取纵向试样, 然后在边部和中心部分别切取力学试样, 做力学性能检验。检验结果见表 10

[0070] 表 10

[0071]

型材批次	型材的力学性能取样部位检验内容及结果			结果判定	
	型材的边部	Rm (Mpa)	Rp _{0.2} (Mpa)	A(%)	
407	部	450	425	13	
448		445	410	15.56	合格
407	型材的中	450	415	14.5	
448	心部	449	404	14.7	合格
日本标准		420±20	265	≥13	

[0072] 以上所述实施例仅仅是对本发明的优选实施方式进行描述, 并非对本发明的范围进行限定, 在不脱离本发明设计精神的前提下, 本领域普通工程技术人员对本发明的技术方案作出的各种变形和改进 (包括类似材料焊接时, 使用镍基合金作为过渡层), 均应落入本发明的权利要求书确定的保护范围内。

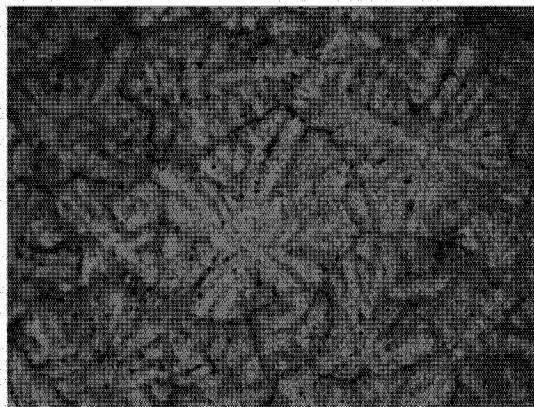


图 1

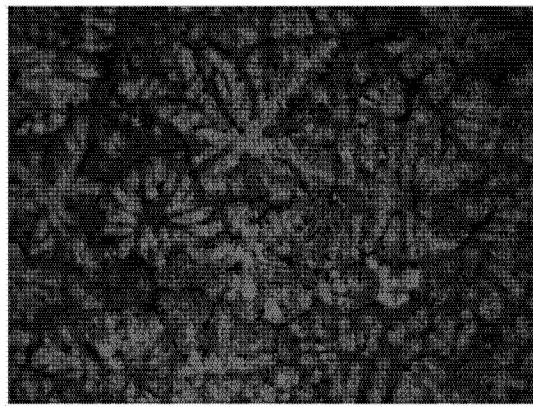


图 2

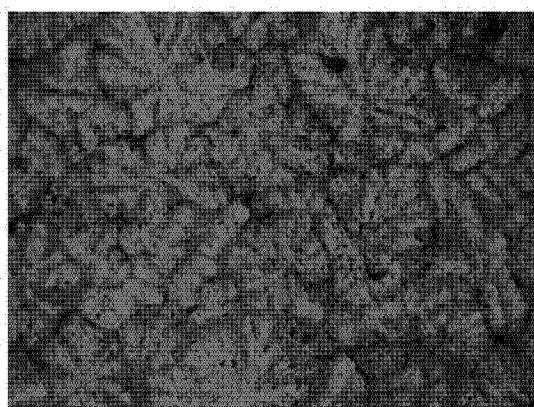


图 3

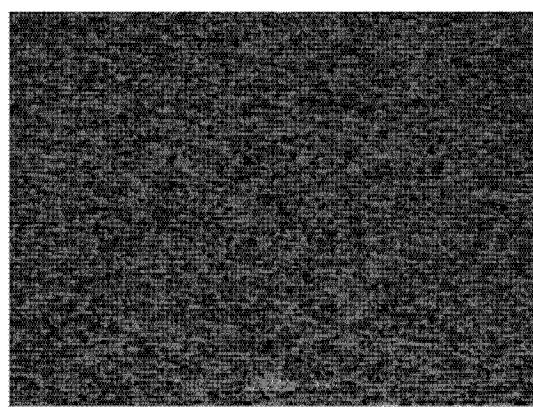


图 4

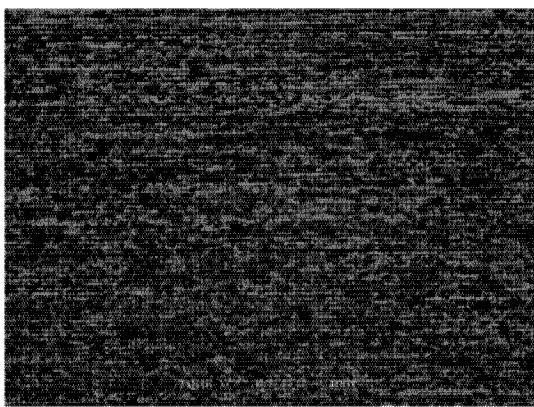


图 5

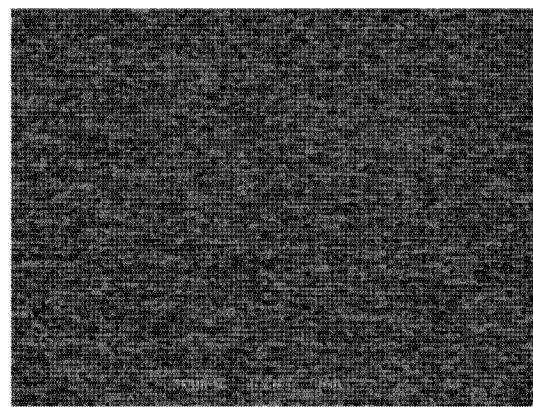


图 6

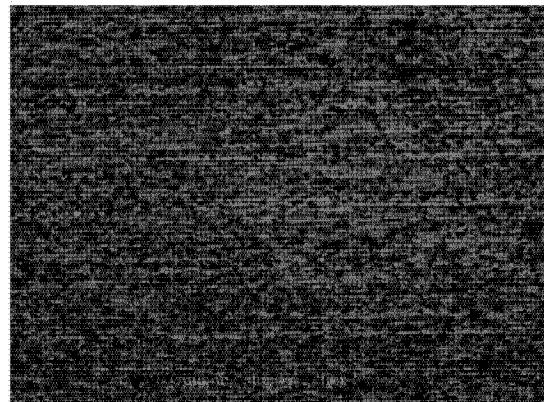


图 7