



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 115466889 B

(45) 授权公告日 2023.05.23

(21) 申请号 202211075728.1

C22F 1/057 (2006.01)

(22) 申请日 2022.09.02

审查员 艾芬

(65) 同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 115466889 A

(43) 申请公布日 2022.12.13

(73) 专利权人 中国航发北京航空材料研究院
地址 100095 北京市海淀区北京市81号信箱

(72) 发明人 高文林 钟立伟 冯朝辉 于娟
郝时嘉

(74) 专利代理机构 中国航空专利中心 11008
专利代理师 陈宏林

(51) Int. Cl.

G22C 21/18 (2006.01)

G22C 1/02 (2006.01)

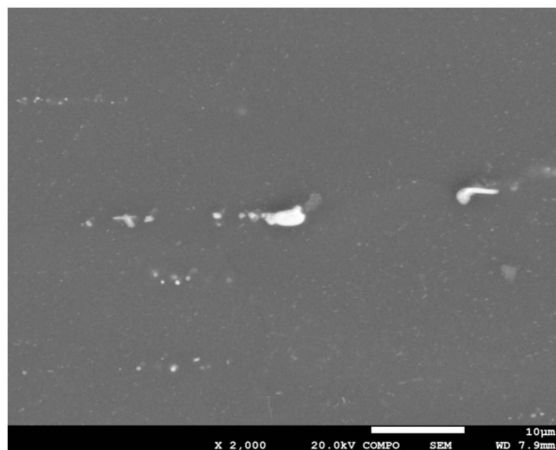
权利要求书2页 说明书5页 附图1页

(54) 发明名称

一种高强韧、高抗疲劳铝合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明是一种高强韧、高抗疲劳铝合金及其制备方法,该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.5%~5.0%,Mg 1.2%~2.0%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.06%~0.20%,杂质Si \leq 0.12%,Fe \leq 0.15%,Ti \leq 0.15%,Cr \leq 0.10%,其它杂质单个 \leq 0.05%,其它杂质总量 \leq 0.15%,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式: $Zn=KD$,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.008\geq K\geq 0.002$,D的单位为米。该铝合金在拉伸强度、延伸率、断裂韧度和疲劳极限性能方面获得协同提升,增加了合金制品的核心竞争力,拓宽了合金制品在航空航天等领域的应用范围。



1. 一种高强韧、高抗疲劳铝合金,其特征在于:该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.5%~5.0%,Mg 1.2%~2.0%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.06%~0.20%,杂质Si \leq 0.12%,Fe \leq 0.15%,Ti \leq 0.15%,Cr \leq 0.10%,其它杂质单个 \leq 0.05%,其它杂质总量 \leq 0.15%,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式: $Zn=KD$,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.008\geq K\geq 0.002$,D的单位为米;

制备上述高强韧、高抗疲劳铝合金的方法的步骤如下:

步骤一、按铝合金成分配料;

步骤二、在熔炼炉内进行熔化,熔化温度为680℃~780℃;

步骤三、对完全熔化的金属液进行精炼,精炼时金属温度维持在700℃~760℃的范围内;

步骤四、精炼后进行充分静置,静置包括以下过程:升温至760℃保温不低于3分钟,之后升温至790℃保温不低于10分钟,之后降温至760℃保温不低于3分钟,之后降温至720℃保温不低于3分钟,总的静置时间不低于45分钟;

步骤五、充分静置后开始浇铸,炉口温度维持在700℃~720℃的范围内,浇铸速度为15~200mm/分钟;

步骤六、在加热炉内对合金铸锭进行双级均匀化处理,第一级均匀化温度为400℃~420℃,第二级均匀化温度为470℃~490℃,第二级均匀化时间不低于36小时;

步骤七、将均匀化后的铸锭扒皮后加工成形,该加工成形包括以下方式:

所述加工成形为高温锻造加工成形,高温锻造过程中坯料应保持在380℃~440℃的温度;

所述加工成形为热挤压成形,热挤压过程中坯料应保持在380℃~420℃的温度;

所述加工成形为热轧制成形,热轧过程中坯料应保持在380℃~440℃的温度;

步骤八、成形后毛坯热处理,热处理制度为:495℃固溶,水淬,室温冷却后进行1.5%~4.0%永久冷变形的预压缩,190℃/8~17h时效处理。

2. 根据权利要求1所述的高强韧、高抗疲劳铝合金,其特征在于:该合金中包含Zn元素的重量百分比为Zn 0.10%~0.50%。

3. 根据权利要求1所述的高强韧、高抗疲劳铝合金,其特征在于:该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.8%~4.9%,Mg 1.2%~1.8%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.08%~0.15%,杂质Si \leq 0.12%,Fe \leq 0.15%,Ti \leq 0.15%,Cr \leq 0.10%,其它杂质单个 \leq 0.05%,其它杂质总量 \leq 0.15%,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式: $Zn=KD$,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.008\geq K\geq 0.004$,D的单位为米。

4. 根据权利要求3所述的高强韧、高抗疲劳铝合金,其特征在于:该合金中包含Zn元素的重量百分比为Zn 0.10%~0.35%。

5. 根据权利要求1所述的高强韧、高抗疲劳铝合金,其特征在于:该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.5%~4.5%,Mg 1.0%~1.6%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.08%~0.15%,杂质Si \leq 0.12%,Fe \leq 0.15%,Ti \leq 0.15%,Cr \leq 0.10%,其它杂质单个 \leq 0.05%,其它杂质总量 \leq 0.15%,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与

铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式： $Zn=KD$ ，式中： Zn 为重量百分比值， K 取值范围为 $0.008 \geq K \geq 0.005$ ， D 的单位为米。

6. 根据权利要求5所述的高强韧、高抗疲劳铝合金，其特征在于：该合金中包含Zn元素的重量百分比为Zn 0.14%~0.45%。

7. 根据权利要求1所述的高强韧、高抗疲劳铝合金，其特征在于：该合金的化学成分及重量百分比为：Cu 3.6%~4.6%，Mg 1.1%~1.7%，Mn 0.3%~0.6%，Zr 0.08%~0.15%，杂质 $Si \leq 0.12\%$ ， $Fe \leq 0.15\%$ ， $Ti \leq 0.15\%$ ， $Cr \leq 0.10\%$ ，其它杂质单个 $\leq 0.05\%$ ，其它杂质总量 $\leq 0.15\%$ ，余量为Al，此外，该合金中还包含Zn元素，Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式： $Zn=KD$ ，式中： Zn 为重量百分比值， K 取值范围为 $0.007 \geq K \geq 0.004$ ， D 的单位为米。

8. 根据权利要求7所述的高强韧、高抗疲劳铝合金，其特征在于：该合金中包含Zn元素的重量百分比为Zn0.10%~0.40%。

一种高强韧、高抗疲劳铝合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明是一种高强韧、高抗疲劳铝合金及其制备方法,属于金属材料工程领域。

背景技术

[0002] 含有基础合金元素Cu、Mg的铝合金依其优良的强度/韧度/疲劳/耐损伤综合性能在航空航天制造领域得到广泛应用。这类合金400MPa以上较高强度,一般含有Cu、Mg元素,同时还含微量的Mn元素。这类合金一般应用于航空航天主承力结构,航空领域如飞机蒙皮、机翼下壁板、普通框梁等,航天领域如运载火箭壳体、储箱等。近年来,航空航天装备设计对结构减重、长寿命、高可靠性的迫切需求,对铝合金零件的强塑性、耐损伤性能及疲劳性能等综合性能的要求越来越高。国内外研究机构和企业针对含有基础合金元素Cu、Mg的铝合金强塑性的提升开展了一些研究工作,公开了一些新的研究成果。但其基本思路在于:通过稀土元素复合微合金化改善合金组织,提高疲劳裂纹扩展阻力;通过改进热处理获得弥散相和强化相在基体中的分布改善合金的疲劳性能。作为微合金化的稀土元素包括:Sc、Y、Ce、In、Lu等,改进热处理包括均匀化热处理及固溶时效热处理。

发明内容

[0003] 本发明正是针对上述现有技术状况而设计提供了一种高强韧、高抗疲劳铝合金及其制备方法,其目的是制备更优强度及断裂韧性的新型铝合金材料,使该种新型铝合金材料的极限抗拉强度达到515MPa以上,屈服强度达到450MPa以上,同时延伸率高于8%、 K_{Ic} 达到 $30\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上,L、LT两个方向疲劳极限均达到280MPa以上。使该种新型铝合金材料能够用于航空航天、核工业、交通运输、体育用品、兵器等领域的结构零件。

[0004] 本发明技术方案的设计思路不同于其他研究成果,本发明技术方案是通过加入微量Zn元素,Zr元素微合金化提高了材料的强韧综合性能及耐损伤性能,使熔体在铸造过程中生成比AlCuFeMn相熔点更低的AlCuFeMnZn相,达到消耗杂质元素Fe提高合金塑性、减少材料内部显微疏松数量及尺寸,进一步提升材料强韧性及疲劳性能的目的。

[0005] 本发明技术方案的内容如下:

[0006] 本发明技术方案提出了一种高强韧、高抗疲劳铝合金,该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.5%~5.0%,Mg 1.2%~2.0%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.06%~0.20%,杂质 $\text{Si}\leq 0.12\%$, $\text{Fe}\leq 0.15\%$, $\text{Ti}\leq 0.15\%$, $\text{Cr}\leq 0.10\%$,其它杂质单个 $\leq 0.05\%$,其它杂质总量 $\leq 0.15\%$,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式: $\text{Zn}=\text{KD}$,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.008\geq K\geq 0.002$,D的单位为米。在实施中,该合金中包含Zn元素的重量百分比的控制范围在0.10%~0.50%之间。

[0007] 本发明技术方案是的设计思路是在Al-Cu-Mg-Mn系合金中加入Zn元素,Zn、Mn元素联合微合金化的作用效果在于在铸造过程中生成熔点更低的AlCuFeMnZn相,该相熔点比AlCuFeMn相更低。AlCuFeMnZn相的产生具有消耗杂质元素Fe,提高合金塑性的作用。

AlCuFeMnZn相除进一步消耗杂质元素Fe提高合金塑性外,还可以利用其熔点低的特点,填充合金铸造时在凝固过程中产生的枝晶间隙,从而减少材料内部显微疏松数量,减小显微疏松尺寸,进一步提升材料强韧性及疲劳性能。另外,随着铸锭截面最小尺寸D增大,铸造过程中合金的凝固条件变差,显微疏松尺寸及数量易增加。本发明根据 $Zn=KD$ 调整Zn的加入量,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.008 \geq K \geq 0.002$,D的单位为米。在通用铸锭尺寸范围内, $K < 0.002$ 时,Zn的加入对减少显微疏松尺寸及数量无效; $K > 0.008$ 时,Zn的加入对减少显微疏松尺寸及数量的效果不再增加。本发明还按重量百分比添加了0.06%~0.20%的Zr元素,其作用在于利用弥散析出的细小 Al_3Zr 的“钉扎”作用抑制材料在热加工过程中的再结晶,形成尺寸远小于细晶晶粒的“亚晶”,聚集的亚晶具有“织构”特性,提高了材料的强韧综合性能及耐损伤性能。本发明由于Mn元素而产生的 Al_6Mn 也可以抑制制材在热加工过程中的再结晶,其作用对于挤压材料更明显。本发明是一种新型的Al-Cu-Mg-Mn-Zr-Zn系铝合金。

[0008] 在一种实施中,该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.8%~4.9%,Mg1.2%~1.8%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.08%~0.15%,杂质 $Si \leq 0.12\%$, $Fe \leq 0.15\%$, $Ti \leq 0.15\%$, $Cr \leq 0.10\%$,其它杂质单个 $\leq 0.05\%$,其它杂质总量 $\leq 0.15\%$,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式: $Zn=KD$,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.008 \geq K \geq 0.004$,D的单位为米。进一步,该合金中包含Zn元素的重量百分比为Zn0.10%~0.35%。

[0009] 在一种实施中,该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.5%~4.5%,Mg1.0%~1.6%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.08%~0.15%,杂质 $Si \leq 0.12\%$, $Fe \leq 0.15\%$, $Ti \leq 0.15\%$, $Cr \leq 0.10\%$,其它杂质单个 $\leq 0.05\%$,其它杂质总量 $\leq 0.15\%$,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式: $Zn=KD$,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.008 \geq K \geq 0.005$,D的单位为米。进一步,该合金中包含Zn元素的重量百分比为Zn0.14%~0.45%。

[0010] 在一种实施中,该合金的化学成分及重量百分比为:Cu 3.6%~4.6%,Mg1.1%~1.7%,Mn 0.3%~0.6%,Zr 0.08%~0.15%,杂质 $Si \leq 0.12\%$, $Fe \leq 0.15\%$, $Ti \leq 0.15\%$, $Cr \leq 0.10\%$,其它杂质单个 $\leq 0.05\%$,其它杂质总量 $\leq 0.15\%$,余量为Al,此外,该合金中还包含Zn元素,Zn元素的重量百分比与铸锭截面最小尺寸D应满足以下关系式: $Zn=KD$,式中:Zn为重量百分比值,K取值范围为 $0.007 \geq K \geq 0.004$,D的单位为米。进一步,该合金中包含Zn元素的重量百分比为Zn0.10%~0.40%

[0011] 本发明技术方案还提出一种制备上述高强韧、高抗疲劳铝合金的方法,其特征在于:该方法的步骤如下:

[0012] 步骤一、按铝合金成分配料;

[0013] 步骤二、在熔炼炉内进行熔化,熔化温度为 $680^\circ\text{C} \sim 780^\circ\text{C}$;

[0014] 步骤三、对完全熔化的金属液进行精炼,精炼时金属温度维持在 $700^\circ\text{C} \sim 760^\circ\text{C}$ 的范围内;

[0015] 步骤四、精炼后进行充分静置,静置包括以下过程:升温至 760°C 保温不低于3分钟,之后升温至 790°C 保温不低于10分钟,之后降温至 760°C 保温不低于3分钟,之后降温至 720°C 保温不低于3分钟,总的静置时间不低于45分钟;

- [0016] 步骤五、充分静置后开始浇铸，炉口温度维持在700℃~720℃的范围内，浇铸速度为15~200mm/分钟；
- [0017] 步骤六、在加热炉内对合金铸锭进行双级均匀化处理，第一级均匀化温度为400℃~420℃，第二级均匀化温度为470℃~490℃，第二级均匀化时间不低于36小时；
- [0018] 步骤七、将均匀化后的铸锭扒皮后加工成形；
- [0019] 步骤八、成形后毛坯热处理，热处理制度为：495℃固溶，水淬，室温冷却后进行1.5%~4.0%永久冷变形的预压缩，190℃/8~17h时效处理。
- [0020] 在一种实施中，步骤七中所述加工成形为高温锻造加工成形，高温锻造过程中坯料应保持在380℃~440℃的温度。
- [0021] 在一种实施中，步骤七中所述加工成形为热挤压成形，热挤压过程中坯料应保持在380℃~420℃的温度。
- [0022] 在一种实施中，步骤七中所述加工成形为热轧制成形，热轧过程中坯料应保持在380℃~440℃的温度。
- [0023] 制备得到的该种铝合金材料热处理后可通过机加、拉弯、滚弯等工艺制成零件。
- [0024] 本发明技术方案制备的新型Al-Cu-Mg-Mn-Zr-Zn合金材料的显微组织均匀、性能稳定，极限抗拉强度可达515MPa以上，屈服强度可达450MPa以上，同时延伸率高于8%， K_{Ic} 可达30MPam^{1/2}以上，L、LT两个方向疲劳极限均可达280MPa以上。该铝合金材料与常规2024合金相比，抗拉强度提升率可达20%、屈服强度提升率可达20%、延伸率提升率可达50%、断裂韧性提升率可达40%；与2124合金相比，L向疲劳极限提升率可达35%。
- [0025] 本发明技术方案制备的新型Al-Cu-Mg-Mn-Zr-Zn合金材料在拉伸强度、延伸率、断裂韧度和疲劳极限性能方面获得协同提升，增加了合金制品的核心竞争力，拓宽了合金制品在航空航天等领域的应用范围。

附图说明

- [0026] 图1为未加入Zn的铝合金的杂质相形貌，显微疏松伴随着杂质相。
- [0027] 图2为本发明所述的加入微量Zn(0.15%)元素后的杂质相形貌，显示杂质相细小，显微疏松更少。

具体实施方式

- [0028] 实施例：
- [0029] 本实施例中，制备本发明技术方案所述的新型Al-Cu-Mg-Mn-Zr-Zn合金材料的铸锭直径、合金成分及重量百分比见表1所示。表1中每一个铸锭号代表一个合金配比的实施例。
- [0030] 表1铸锭合金成分

铸锭号	Cu	Mg	Zn	Mn	Zr	Ti	Cr	Fe	Si	铸锭直径	
	wt. %									mm	
[0031]	2206	3.9	1.9	0.10	0.38	0.09	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	200
	2207	4.9	1.4	0.12	0.50	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2217	5.0	1.2	0.10	0.44	0.15	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2213	4.0	1.2	0.12	0.58	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	400
	2205	3.5	2.0	0.15	0.35	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2208	4.4	1.4	0.23	0.42	0.10	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2210	4.6	1.3	0.27	0.46	0.13	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2211	4.4	1.4	0.19	0.33	0.11	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2214	3.9	1.6	0.25	0.60	0.09	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2215	4.8	1.3	0.22	0.55	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
[0032]	2216	4.1	1.7	0.19	0.42	0.14	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2212	4.4	1.4	0.17	0.45	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2218	4.1	1.8	0.25	0.37	0.16	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2219	4.4	1.5	0.17	0.55	0.14	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2220	4.2	1.7	0.16	0.43	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2221	4.0	1.6	0.16	0.52	0.16	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2222	4.3	1.6	0.17	0.30	0.13	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2223	3.6	1.8	0.25	0.31	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2224	3.7	2.0	0.22	0.49	0.11	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2225	3.8	1.6	0.15	0.50	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2226	4.2	1.4	0.13	0.50	0.13	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2227	4.1	1.8	0.17	0.60	0.15	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2228	4.1	1.6	0.19	0.55	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2229	4.7	1.2	0.20	0.32	0.11	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	
	2209	3.8	1.5	0.31	0.57	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12	600
2230	4.5	1.5	0.31	0.36	0.12	≤0.15	≤0.10	≤0.15	≤0.12		

[0033] 本实施例中,根据 $Zn=KD$ 调整Zn的加入量:

[0034] 1) 如实施例中铸锭号2207、2215、2230,铸锭直径D分别为20mm、400mm、600mm,Zn含量分别为0.12%、0.22%、0.31%,即铸锭直径D增大时,Zn加入量相应增加,其作用是使合金在凝固时熔体中分布有足够的Zn元素与杂质Fe等元素充分反应,形成低熔点AlCuFeMnZn相,填充合金铸造时在凝固过程中产生的枝晶间隙,改善材料内部显微疏松尺寸及数量,获得优异性能;

[0035] 2) 现有的2024、2124等没有加Zn的Al-Cu-Mg-Mn合金铸锭中生成的AlCuFeMn相熔点较高,铸锭铸造凝固过程中补缩效果有限,实施例中加入适量Zn的合金铸锭中生成熔点较低的AlCuFeMnZn相,铸锭铸造凝固过程中补缩效果明显,使显微疏松尺寸及数量获得有效改善,裂纹萌生率降低,其强韧性能及抗疲劳性能获得协同提升;

[0036] 3) 如实施例中铸锭号2225、2228、2214,在 $0.008 \geq K \geq 0.002$ 范围内,随K值逐渐增大,Zn含量逐渐增加,合金熔体中有足够的Zn元素与Al、Cu、Fe、Mn元素充分反应,促进低熔

点AlCuFeMnZn相的形成,对显微疏松尺寸及数量的改善效果均较好且改善效果略微增强,拉伸性能和 K_{Ic} 均较好且略有优化。

[0037] 上述合金经本发明技术方案所述的制备方法进行浇铸,合金锭经双级均匀化后,锻造成形,锻件尺寸为100mm(厚度)×400mm(宽度)×1200mm(长度)。锻件在495℃固溶处理,淬火介质中急冷,预压缩永久变形量1.5~4.0%,并采用峰值时效处理。锻件性能见表2。该锻件的室温拉伸测试方法按GB/T 228.1《金属材料拉伸试验第1部分:室温试验方法》,断裂韧度测试方法按HB 5487《金属材料平面应变断裂韧度 K_{Ic} 试验方法》,室温轴向加载疲劳测试方法按HB5287《金属材料轴向加载疲劳试验方法》。

[0038] 表2锻件性能

[0039]

铸锭号	拉伸性能			K_{Ic} /MPam ^{1/2}	铸锭号	拉伸性能			K_{Ic} /MPam ^{1/2}
	R_m /MPa	$R_{0.2}$ /MPa	A/%			R_m /MPa	$R_{0.2}$ /MPa	A/%	
2205	520	430	7.8	34	2218	540	460	7.2	33
2206	515	440	6.8	29	2219	545	450	8.0	36
2207	545	450	7.7	31	2220	560	465	8.3	33
2208	550	465	8.3	36	2221	550	460	8.1	32
2209	525	450	8.7	38	2222	555	455	8.3	34
2210	545	470	8.2	37	2223	535	435	8.1	36
2211	560	475	8.2	38	2224	540	450	9.2	31
2212	555	450	9.7	33	2225	535	455	7.8	32
2213	540	455	8.7	35	2226	550	455	8.3	32
2214	550	460	8.2	36	2227	560	450	9.2	36
2215	545	445	8.7	35	2228	540	455	8.1	37
2216	550	470	9.0	36	2229	545	460	8.0	30
2217	540	460	8.2	32	2230	540	455	7.2	38
2024	450	390	5.0	26.4	2024	450	390	5.0	26.4
锭号	疲劳试验条件			疲劳极	锭号	疲劳试验条件			疲劳极
2207	轴向加载疲劳, L 向取 样, Kt=1, R=0.06			286	2207	轴向加载疲劳, LT 向取 样, Kt=1, R=0.06			292
2208				281	2208				289
2211				285	2211				288
2124-T8				206	2124-T				273

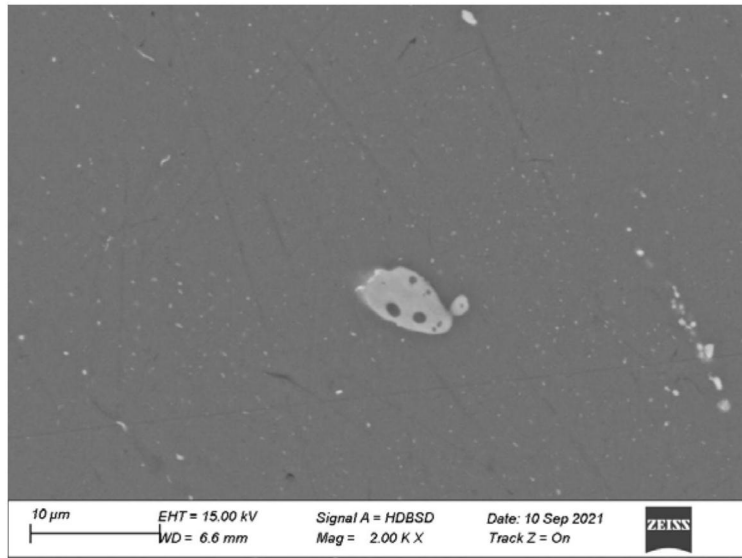


图1

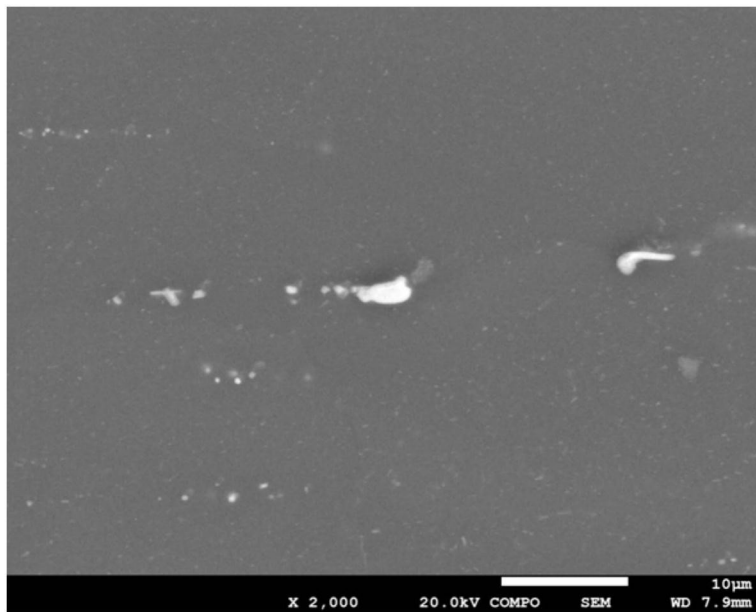


图2