



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 108342628 B

(45)授权公告日 2020.02.18

(21)申请号 201810144627.2

G22F 1/057(2006.01)

(22)申请日 2018.02.12

(56)对比文件

(65)同一申请的已公布的文献号

CN 101240390 A,2008.08.13,

申请公布号 CN 108342628 A

CN 107190219 A,2017.09.22,

(43)申请公布日 2018.07.31

CN 104451272 A,2015.03.25,

(73)专利权人 沈阳铸造研究所有限公司

审查员 刘彪

地址 110000 辽宁省沈阳市铁西区云峰南街17号

(72)发明人 冯志军 辛仕伟 阮明

(74)专利代理机构 沈阳晨创科技专利代理有限公司
21001

代理人 崔晓蕾

(51)Int.Cl.

G22C 21/16(2006.01)

G22C 1/03(2006.01)

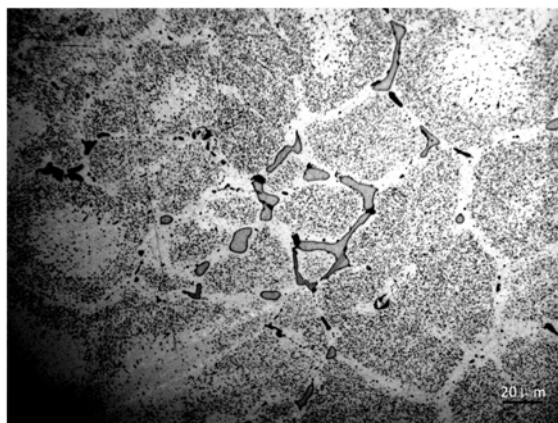
权利要求书2页 说明书6页 附图1页

(54)发明名称

一种铝铜镁系高强耐热铸造铝合金及其制备方法

(57)摘要

针对现有高强耐热铸造铝合金在高温时抗拉强度急剧下降的突出问题,本发明提供了一种铝铜镁系高强耐热铸造铝合金及其制备方法,所述合金组分为重量百分比:Cu:3.5~7.5wt.%;Mg:0.5~1.5wt.%;Ag:0.2~1.0wt.%;Mn:0.2~1.0wt.%;RE:0.05~0.85wt.%;Ti:0.05~1.25wt.%;Zr:0.1~0.8wt.%;B:0~0.2wt.%;余量为铝。本发明显著改善了高强耐热铸造铝合金在常温下的伸长率,提高了合金高温力学性能,使所述铸造铝合金在300℃高温下仍具有较高的力学性能。



1. 一种铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金,其特征为重量百分比:

Cu:5.0~6.0wt. %

Mg:0.5~0.8wt. %

Ag:0.5~0.7wt. %

Mn:0.3~0.8wt. %

RE:0.4~0.8wt. %

Ti:0.3~0.9wt. %

Zr:0.3~0.8wt. %

B:0.05~0.2wt. %

Cr:0~0.7wt. %

V:0~0.2wt. %

余量为铝;

Mg和Ag元素的质量比为 $Mg/Ag=0.8-1.1$ 。

2. 按照权利要求1所述铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金,其特征为:稀土元素RE为单一稀土元素或一种以上的混合稀土元素。

3. 按照权利要求1所述铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金,其特征为:稀土元素RE为La、Ce、Pr、Nd、Er、Y、Sc之一种或多种。

4. 一种权利要求1所述铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金的制备方法,其特征为,包括如下步骤:

1)、在各元素比例范围内,计算出所需的每种单质金属质量,或者中间合金的质量;

2)、熔炼开始时先向电阻炉中加入纯铝锭、Al-Mn中间合金、并在700℃-800℃保温;

3)、待化清后,加入Al-Cu中间合金、Al-Zr中间合金;

4)、待温度升至700℃-760℃,加入Ag单质;

5)、待温度降至620℃-710℃,将纯镁块压入,并加入稀土中间合金;

6)、待温度升至700℃-750℃时加入Al-Ti、 KBF_4 或Al-Ti-B中间合金;

7)、各合金元素加入之后,待温度降至700℃-730℃进行精炼除气;静置2-30min,扒渣,等待浇注;

8)、铸造;

9)、热处理:在450℃-550℃,35小时以下,进行多级固溶处理,在150-200℃,12小时以下进行时效处理;

所述多级固溶处理为二级固溶处理,即:在440-510℃保温0.5h-15h,然后在510-550℃保温0.5h-20h;或者为三级固溶处理,即:在440-480℃保温0.5h-10h,再升温到480-510℃保温0.5h-15h,最后升温到510-550℃保温0.5h-20h。

5. 按照权利要求4所述制备方法,其特征为:所述合金中含有Cr和/或V元素时,在步骤3)中加入Al-Cr中间合金和/或Al-V中间合金。

6. 按照权利要求4所述制备方法,其特征为:步骤7)中精炼除气采用的气体为氮气或氩气。

7. 按照权利要求4所述制备方法,其特征为,所述多级固溶处理为:

二级固溶处理:在470-500℃保温3h-6h,然后在510-540℃保温6h-15h;

或者进行三级固溶处理：在440-470℃保温5h-8h，再升温到480-510℃保温6h-15h，最后升温到510-540℃保温8h-15h。

一种铝铜镁系高强耐热铸造铝合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于高强度耐热轻质结构铸造金属材料技术领域,特别提供一种铝铜镁系高强耐热铸造铝合金及其制备方法,本发明合金材料具有极佳的耐高温性能,尤其适合应用于航空航天领域。

背景技术

[0002] 铝合金具有比重低、耐腐蚀、易成型等突出特点,是重要的轻质结构材料。近年来随着航空航天工业的迅猛发展,航空、航天器飞行速度不断提高,飞行器与大气摩擦产生大量热量,导致飞行器外部温度也随之不断攀升,对航空、航天器结构材料的耐热性提出更高的要求。然而,现有的铸造用铝合金难以满足这一需求,工业界迫切的渴望获得一种新的高强耐热铸造用铝合金材料。

[0003] 目前国内应用较多的高强耐热铸造铝合金主要有ZL206、ZL207、ZL208、ZL205A,国外的主要有美国的201、A201合金、俄罗斯的BA710合金。在以上合金中以我国的ZL205A和美国的A201合金性能最为显著。ZL205A的主要化学成分是Cu 4.6-5.3%,Mg 1.5%,Mn 0.3-0.5%,Zr 0.05-0.2%,Ti 0.15-0.35%,Cd 0.15-0.35%,Al余量。其室温抗拉强度为440-510MPa,300℃时抗拉强度为170Mpa,延伸率为3.5。A201合金主要成分为Cu 4.0-5.0%,Mg 0.15-0.35%,Ag 0.4-1.0,Mn 0.2-0.4%,Zr 0.05-0.2%,Ti 0.15-0.35%,Al余量。其室温抗拉强度为460Mpa伸长率为9.0%,300℃时抗拉强度为140Mpa,伸长率为12%。上述材料均难以满足目前高温条件下对材料力学性能的要求。

发明内容

[0004] 针对现有高强耐热铸造铝合金在高温时抗拉强度急剧下降的突出问题,本发明提供了一种铝铜镁系高强耐热铸造铝合金及其制备方法。本发明显著改善了高强耐热铸造铝合金在常温下的伸长率,提高了合金高温力学性能,使所述铸造铝合金在300℃高温下仍具有较高的力学性能(抗拉强度 $\sigma_b \geq 210\text{MPa}$,延伸率 $\delta \geq 7$)。

[0005] 本发明技术方案是:

[0006] 一种铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金,其特征在于,其组分为重量百分比:Cu:3.5~7.5wt.%;Mg:0.5~1.5wt.%;Ag:0.2~1.0wt.%;Mn:0.2~1.0wt.%;RE:0.05~0.85wt.%;Ti:0.05~1.25wt.%;Zr:0.1~0.8wt.%;B:0~0.2wt.%;余量为铝。

[0007] 作为优选的技术方案:

[0008] 所述稀土元素RE为单一稀土元素或一种以上的混合稀土元素,优选为La、Ce、Pr、Nd、Er、Y、Sc之一种或多种。

[0009] 所述铝合金还含有以下各组元素中的一种或多种,以进一步提高该合金性能,按重量百分比计:Cr:0~0.7wt.%,V:0~0.2wt.%。

[0010] 本发明所述铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金,其特征在于:Mg和Ag元素的质量比为Mg/Ag=0.8-2.5,Ag元素加入合金基体后,会在合金 α 相界面的层错中偏聚,Ag与Mg会发

生强烈的相互作用,形成Ag-Mg原子团,该原子团能显著影响本发明合金在时效热处理过程中耐热强化相的组成,随Ag元素含量的增加,合金中强化相的组成由大量的 θ' 相和少量的 Ω 相,逐渐转变为大量的 Ω 相和少量的 θ' 相(Ω 相远比 θ' 相耐热性好),提高了合金的耐热性,但是当Mg/Ag元素的比值太小时,无法形成足够的Ag-Mg原子团,不利于合金耐热析出相的析出,降低了合金的耐热性能;但是当Mg/Ag元素的比值太大时,多余的Mg元素可能会形成低熔点的S相,也会降低合金的耐热性。本发明将其限定在Mg/Ag=0.8-2.5之间,所得合金的性能最佳。

[0011] 另外,本发明所述合金中,Cu和Mg元素的质量比优选为Cu/Mg=5-15(进一步优选为8-13),从而提高本发明合金的高温力学性能。

[0012] 本发明所述铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金,其特征在于,所述合金的典型配比为(重量百分比):Cu:5.5wt.%;Mg:0.5wt.%;Ag:0.6wt.%;Mn:0.5wt.%;RE:0.6wt.%;Ti:0.85wt.%;Zr:0.7wt.%;B:0.05wt.%;Cr:0.2wt.%;余量为铝。

[0013] 本发明还提供了所述铝铜镁系高强耐热铸造用铝合金的制备方法,其特征在于,包括如下步骤:

[0014] 1)、在各元素比例范围内,计算出所需的每种单质金属质量,或者中间合金的质量;

[0015] 2)、熔炼开始时将先向电阻炉中加入纯铝锭、Al-Mn中间合金、并在700°C-800°C保温;

[0016] 3)、待化清后,加入Al-Cu中间合金、Al-Zr中间合金(所述合金中含有Cr和/或V元素时,还需加入Al-Cr中间合金和/或Al-V中间合金);

[0017] 4)、待温度升至700°C-760°C,加入Ag单质;

[0018] 5)、待温度降至620°C-710°C,用压勺将纯镁块压入,并加入稀土中间合金;

[0019] 6)、待温度升至700°C-750°C时加入Al-Ti、KBF₄(氟盐)或Al-Ti-B中间合金;

[0020] 7)、各合金元素加入之后,待温度降至700°C-730°C进行精炼除气;静置2-30min,扒渣,等待浇注;精炼除气采用的气体优选为氮气或氩气等惰性气体;

[0021] 8)、铸造;

[0022] 9)、热处理:在450°C-550°C,35小时以下,进行多级固溶处理,在150-200°C,12小时以下进行时效处理。

[0023] 为了将降温过程中析出的不均匀的合金析出相固溶入到 α (Al)固溶体基体中,消除合金在凝固过程中发生的元素偏析,并防止过烧的发生,本发明采用多阶段固溶处理,所述多级固溶处理为二级固溶处理或三级固溶处理:

[0024] 二级固溶处理:在440-510°C保温0.5h-15h,然后在510-550°C保温0.5h-20h;三级固溶处理:在440-480°C保温0.5h-10h,再升温到480-510°C保温0.5h-15h,最后升温到510-550°C保温0.5h-20h。

[0025] 作为优选的技术方案:

[0026] 二级固溶处理:在470-500°C保温3h-6h,然后在510-540°C保温6h-15h;

[0027] 三级固溶处理:在440-470°C保温5h-8h,再升温到480-510°C保温6h-15h,最后升温到510-540°C保温8h-15h。

[0028] 本发明采用多阶段固溶处理工艺,可以有效防止过烧现象的发生,并可提高合金

的淬火温度,使得合金在铸造过程中产生的析出相能够尽可能多的固溶到合金固溶体中。

[0029] 本发明对合金强化相的调控主要从以下两个方面进行:

[0030] 1) 通过调整合金成分控制强化相的析出;

[0031] 2) 通过时效热处理工艺控制强化相的析出。

[0032] 通过以上合金强化相析出的调控,本发明获得了细小弥散的析出强化相,析出强化相大小为 $0.8\mu\text{m}$ 以下,如图1所示。本发明合金在常温及高温均具有极高的抗拉强度,显示出本发明优异的力学性能。

[0033] 本发明与现有牌号合金比较:

[0034] 1) 本发明合金力学性能与现有国内外合金牌号相比较结果如表1所示,由表1可知,本发明所述合金的高温强度力学性能显著超过现有所有牌号的铝合金。

[0035] 2) 本发明通过对合金成分的控制,实现了对合金强化相的析出控制,在镁、银原子团共同作用下形成主要合金强化相 Ω 相,有效提高了合金的高温强度。

[0036] 3) 本发明采用多阶段固溶处理工艺,可以有效防止过烧现象的发生,并可提高合金的淬火温度,使得合金在铸造过程中产生的析出相能够尽可能多的固溶到合金固溶体中。在时效处理过程中,通过对时效温度及时间的优化,实现对合金强化相析出过程的调控,最终获得了弥散细小的耐高温强化相,有效提高了合金的高温强度。

[0037] 表1合金性能比较

[0038]

合金	铸造方式	力学性能			测试温度 ($^{\circ}\text{C}$)	状态
		抗拉强度 (MPa)	屈服强度 (MPa)	延伸率 (%)		
ZL205A	S	510	430	7.0	25 $^{\circ}\text{C}$	T6
ZL206	S	365	305	1.8	25 $^{\circ}\text{C}$	T6
BAJI14(俄)	S	520	390	6.0	25 $^{\circ}\text{C}$	T6
A201(美)	S	460	365	9.0	25 $^{\circ}\text{C}$	T6
本发明	S/J	420-524	320-480	3.0-9.0	25 $^{\circ}\text{C}$	T6
本发明典型配比合金的性能	S/J	500	488	4.0	25 $^{\circ}\text{C}$	T6
ZL205A	S	175	-	3.5	300 $^{\circ}\text{C}$	T6
ZL206	S	160	120	6.2	300 $^{\circ}\text{C}$	T6
BAJI14(俄)	S	170	-	6.0	300 $^{\circ}\text{C}$	T6
A201(美)	S	145	140	16.0	300 $^{\circ}\text{C}$	T6
本发明	S/J	210-280	180-275	7.0-12.0	300 $^{\circ}\text{C}$	T6
本发明典型配比合金的性能	S	278	275	7.0	300 $^{\circ}\text{C}$	T6

[0039] 本发明的优势：

[0040] 1、本发明通过对合金成分及热处理工艺的优化，获得了大量细小弥散的高温强化相，析出相大小仅为0.8 μm 左右，具有极好的高温力学性能。

[0041] 2、与现有类似合金相比，本发明所述合金的突出特点是能耐受300 $^{\circ}\text{C}$ 高温，具有耐冲击和耐高温的突出优势，是目前极其具有竞争力的一种新型高强耐热铝合金。

[0042] 3、本发明的旧料回用性好，所述合金经过多次重熔后仍具有良好的力学性能（合金回炉次数与合金强度关系请见图2）。

[0043] 4、本发明所述合金不含有对人体有害的镉元素。长期吸入镉元素可产生慢性中毒，引起肾脏损害，慢性镉中毒还可引起贫血。

附图说明

[0044] 图1本发明合金经热处理后合金金相图。

[0045] 图2本发明合金回炉次数与合金强度关系。

具体实施方式

[0046] 实施例1：

[0047] 1) 按下表元素比例配置30Kg合金；

[0048] 表2合金含量(重量百分比%)

元素	Cu	Mg	Ag	Mn	Zr	Ti	RE	Al
含量/%	4	0.45	0.46	0.25	0.2	0.15	0.08	余

[0050] 2) 熔炼开始时将先向电阻炉中加入纯铝锭、Al-Mn中间合金、并在700 $^{\circ}\text{C}$ -800 $^{\circ}\text{C}$ 保温；

[0051] 3) 待化清后，加入Al-Cu中间合金、Al-Zr中间合金；

[0052] 4) 待温度升至700 $^{\circ}\text{C}$ -760 $^{\circ}\text{C}$ ，加入Ag；

[0053] 5) 待温度降至620 $^{\circ}\text{C}$ -710 $^{\circ}\text{C}$ ，用压勺将纯镁块压入，并加入稀中间合金；

[0054] 6) 待温度升至700 $^{\circ}\text{C}$ -750 $^{\circ}\text{C}$ 时加入Al-Ti中间合金、 KBF_4 （氟盐）；

[0055] 7) 各合金元素加入之后，待温度降至700 $^{\circ}\text{C}$ -730 $^{\circ}\text{C}$ 进行精炼除气；静置2-30min，扒渣，等待浇注；

[0056] 8) 铸造；

[0057] 9) 多级固溶处理：在470-500 $^{\circ}\text{C}$ 保温6h，然后在510-540 $^{\circ}\text{C}$ 保温9h；

[0058] 时效处理：在150-200 $^{\circ}\text{C}$ ，12小时以下进行时效处理。

[0059] 10) 试样指标：常温抗拉强度464MPa，延伸率6%；300 $^{\circ}\text{C}$ 下抗拉强度216Mpa，延伸率9%。

[0060] 实施例2：

[0061] 1) 按下表元素比例配置30Kg合金；

[0062] 表3合金含量(重量百分比%)

元素	Cu	Mg	Ag	Mn	Zr	Ti	RE	Cr	Al
[0063]			0.	0.3	0.	0.2	0.1	0.	
含量/%	5	0.9	6	5	4	5	5	1	余

[0064] 2) 熔炼开始时将先向电阻炉中加入纯铝锭、Al-Mn中间合金、并在700℃-800℃保温；

[0065] 3) 待化清后,加入Al-Cu中间合金、Al-Zr中间合金、Al-Cr中间合金；

[0066] 4) 待温度升至700℃-760℃,加入单质Ag；

[0067] 5) 待温度降至620℃-710℃,用压勺将纯镁块压入,并加入稀土中间合金；

[0068] 6) 待温度升至700℃-750℃时加入Al-Ti中间合金、KBF₄；

[0069] 7) 各合金元素加入之后,待温度降至700℃-730℃进行精炼除气;静置2-30min,扒渣,等待浇注；

[0070] 8) 铸造；

[0071] 9) 多级固溶处理:在470-500℃保温5h,然后在510-540℃保温11h；

[0072] 时效处理:在150-200℃,12小时以下进行时效处理。

[0073] 10) 试样指标:抗拉强度501MPa,延伸率5%;300℃下抗拉强度232Mpa,延伸率8%。

[0074] 实施例3:

[0075] 1) 按下表元素比例配置30Kg合金；

[0076] 表4合金含量(重量百分比%)

元素	Cu	Mg	Ag	Mn	Zr	Ti	RE	Cr	B	Al
[0077]										
含量/%	5.5	1.0	0.5	0.8	0.5	0.5	0.3	0.1	0.03	余

[0078] 2) 熔炼开始时将先向电阻炉中加入纯铝锭、Al-Mn中间合金、并在700℃-800℃保温；

[0079] 3) 待化清后,加入Al-Cu中间合金、Al-Zr中间合金、Al-Cr中间合金；

[0080] 4) 待温度升至700℃-760℃,加入单质Ag；

[0081] 5) 待温度降至620℃-710℃,用压勺将纯镁块压入,并加入稀土中间合金；

[0082] 6) 待温度升至700℃-750℃时加入Al-Ti中间合金、KBF₄；

[0083] 7) 各合金元素加入之后,待温度降至700℃-730℃进行精炼除气;静置2-30min,扒渣,等待浇注；

[0084] 8) 铸造；

[0085] 9) 多级固溶处理:在440-470℃保温6h,再升温到480-510℃保温12h,最后升温到510-540℃保温10h；

[0086] 时效处理:在150-200℃,12小时以下进行时效处理。

[0087] 10) 试样指标:抗拉强度501MPa,延伸率5%;300℃下抗拉强度252Mpa,延伸率7.5%

[0088] 实施例4:

[0089] 1) 按下表元素比例配置30Kg合金；

[0090] 表5合金含量(重量百分比%)

元素	Cu	Mg	Ag	Mn	Zr	Ti	RE	Al
含量/%	6	1.2	0.7	0.55	0.6	0.15	0.2	余

[0092] 2) 熔炼开始时将先向电阻炉中加入纯铝锭、Al-Mn中间合金、并在700℃-800℃保温;

[0093] 3) 待化清后,加入Al-Cu中间合金、Al-Zr中间合金;

[0094] 4) 待温度升至700℃-760℃,加入Ag;

[0095] 5) 待温度降至620℃-710℃,用压勺将纯镁块压入,并加入稀中间合金;

[0096] 6) 待温度升至700℃-750℃时加入Al-Ti中间合金、KBF₄(氟盐);

[0097] 7) 各合金元素加入之后,待温度降至700℃-730℃进行精炼除气;静置2-30min,扒渣,等待浇注;

[0098] 8) 铸造;

[0099] 9) 多级固溶处理:在440-470℃保温4h,再升温到480-510℃保温13h,最后升温到510-540℃保温12h;

[0100] 时效处理:在150-200℃,12小时以下进行时效处理。

[0101] 10) 试样指标:抗拉强度524MPa,延伸率4%;300℃下抗拉强度280Mpa,延伸率7%

[0102] 实施例5:

[0103] 1) 按下表元素比例配置30Kg合金;

[0104] 表6合金含量(重量百分比%)

元素	Cu	Mg	Ag	Mn	Zr	Ti	RE	V	Al
含量/%	6.5	0.8	0.9	0.55	0.6	0.25	0.2	0.1	余

[0106] 2) 熔炼开始时将先向电阻炉中加入纯铝锭、Al-Mn中间合金、并在700℃-800℃保温;

[0107] 3) 待化清后,加入Al-Cu中间合金、Al-Zr中间合金;

[0108] 4) 待温度升至700℃-760℃,加入Ag;

[0109] 5) 待温度降至620℃-710℃,用压勺将纯镁块压入,并加入稀中间合金;

[0110] 6) 待温度升至700℃-750℃时加入Al-Ti中间合金、KBF₄(氟盐);

[0111] 7) 各合金元素加入之后,待温度降至700℃-730℃进行精炼除气;静置2-30min,扒渣,等待浇注;

[0112] 8) 铸造;

[0113] 9) 多级固溶处理:在440-470℃保温8h,再升温到480-510℃保温8h,最后升温到510-540℃保温15h;

[0114] 时效处理:在150-200℃,12小时以下进行时效处理。

[0115] 10) 试样指标:抗拉强度524MPa,延伸率4%;300℃下抗拉强度285Mpa,延伸率7%。

[0116] 上述实施例只为说明本发明的技术构思及特点,其目的在于让熟悉此项技术的人士能够了解本发明的内容并据以实施,并不能以此限制本发明的保护范围。凡根据本发明精神实质所作的等效变化或修饰,都应涵盖在本发明的保护范围之内。

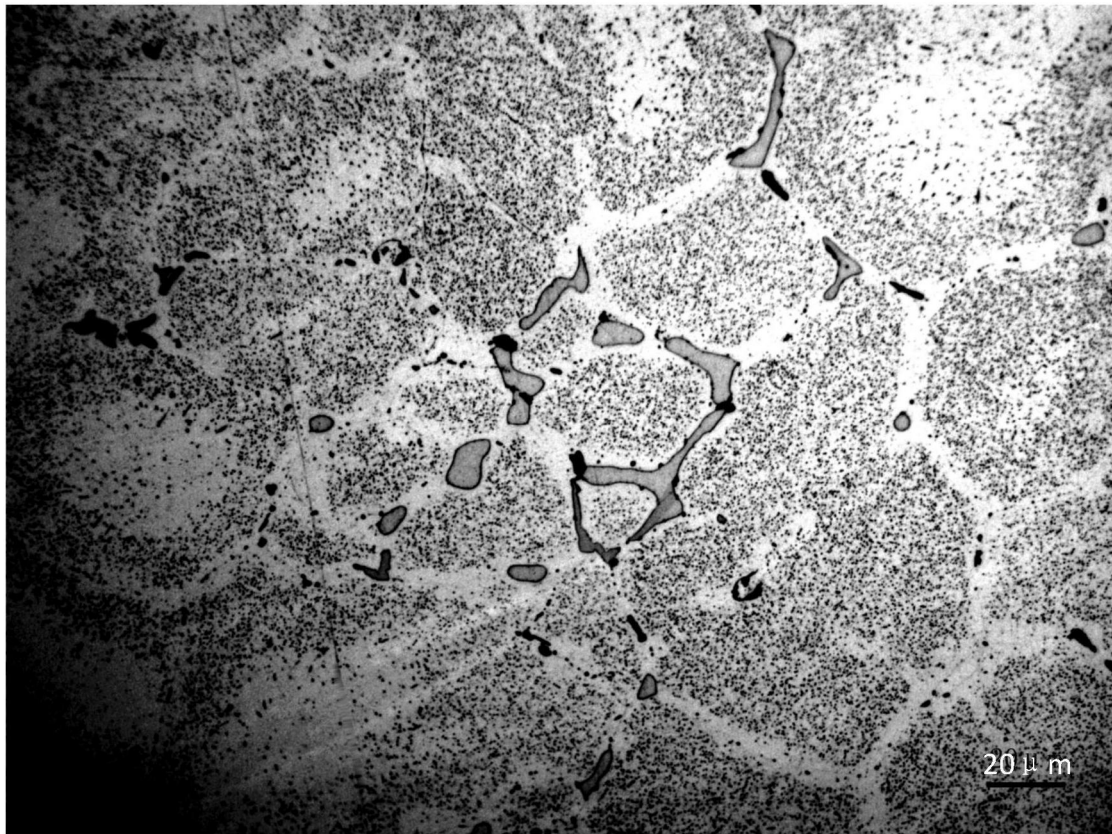


图1

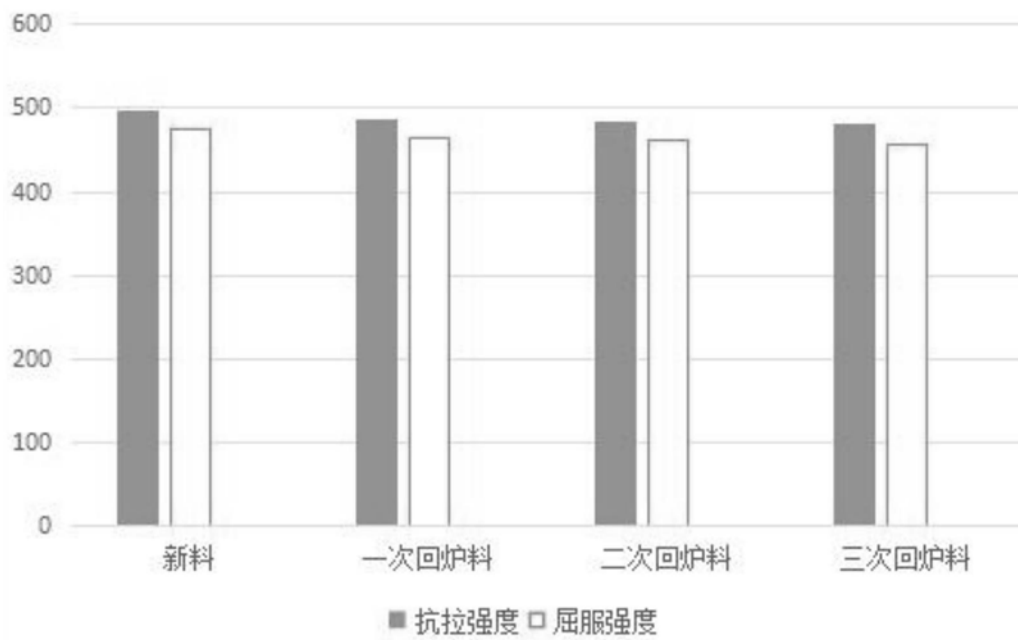


图2