



(10) 授权公告号 CN 113215459 B

(45) 授权公告日 2022.06.17

(21) 申请号 202110501127.1

C22C 1/02 (2006.01)

(22) 申请日 2021.05.08

C22F 1/057 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 113215459 A

(43) 申请公布日 2021.08.06

(73) 专利权人 重庆大学

地址 400044 重庆市沙坪坝区沙正街174号

(72) 发明人 吴桂林 陈思琦 黄天林 冯宗强

张玲 黄晓旭

(74) 专利代理机构 成都东恒知盛知识产权代理

事务所(特殊普通合伙)

51304

专利代理师 罗江

(51) Int. Cl.

C22C 21/14 (2006.01)

(56) 对比文件

Feng, ZQ;Yang, YQ等.Crystal substructures of the rotation-twinned T (Al₂₀Cu₂Mn₃) phase in 2024 aluminum alloy.《JOURNAL OF ALLOYS AND COMPOUNDS》.2014,445-451.

审查员 殷晨亮

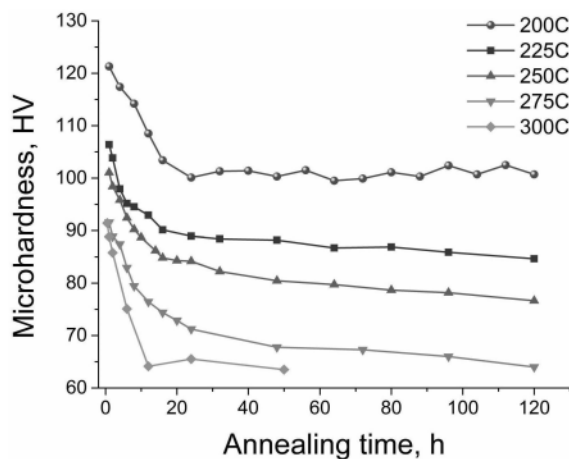
权利要求书1页 说明书5页 附图3页

(54) 发明名称

Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金及制备方法

(57) 摘要

本发明公开了一种Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金,涉及铝合金制造领域,包括Cu元素和Mn元素为主要合金元素;Fe元素,Si元素,Ni元素和Ti元素为微量杂质元素,杂质元素单个含量不高于0.08%,总量不高于0.15%;关键组分的化学元素百分比分别为:Cu 3.5-5.0%,Mn 0.8-1.5%,余量为Al元素。本发明提供的一种Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金具有耐热性好,在200℃以上可长期使用的优点,且具有很好的经济性和实用性。



1. Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金制备方法,其特征在于,包括以下步骤:

S1:将质量百分比为3.5%-5.0%的Cu,0.8%-1.5%的Mn,0.06%-0.068%的Fe,0.048%-0.053%的Si,0.001%-0.003%的Ni,0.0005%-0.0015%的Ti,余量为铝进行熔炼和浇铸,得到铸锭;

S2:将S1得到的铸锭进行均匀化处理,均匀化温度为485-505℃;

S3:将S2处理后的铸锭进行扒皮处理,然后进行热锻处理加工成形,热锻温度为450-470℃;

S4:将S3处理后的胚料进行固溶处理,固溶处理的温度为520-540℃下保温;

S5:将S4处理后的样品进行多道次冷轧,得到板状板材;

S6:将S5处理后的板材进行时效处理,时效温度为200-300℃,每25℃为一个状态;

S7:机械加工,完成定型。

2. 根据权利要求1所述的Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金制备方法,其特征在于,所述S2过程中,均匀化处理时间为48小时。

3. 根据权利要求1所述的Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金制备方法,其特征在于,所述S4过程中,固溶处理时间为两小时,淬火工艺为水淬,淬火转移时间不超过5S。

4. 根据权利要求1所述的Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金制备方法,其特征在于,所述S6过程中,其中热处理温度分别为200℃,225℃,250℃,275℃,300℃,保温时间为48-120h。

5. 一种Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金,基于权利要求1至4任一所述的Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金制备方法,其特征在于,包括Cu元素和Mn元素为主要合金元素;Fe元素,Si元素,Ni元素和Ti元素为微量杂质元素,杂质元素单个含量不高于0.08%,总量不高于0.15%;关键组分的化学元素百分比分别为:Cu 3.5-5.0%,Mn 0.8-1.5%,余量为Al元素。

Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金及制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及铝合金制造领域,更具体地说,它涉及一种Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金及制备方法。

背景技术

[0002] 经典的Hall-petch公式揭示了通过细化晶粒达到材料强化的原理。纳米结构材料通常可以通过“自下而上方法(bottom-up)”和“自上而下方法(up-bottom)”获得。自上而下方法(up-bottom)由于具有可控性强,可生产尺寸较大的工件等优势而被广泛应用于纳米结构材料,其包括等径角挤压法(Equal Channel Angular Pressing,ECAP)、累积叠轧(Accumulative Roll Bonding,ARB)等。铝板冷轧是获得纳米结构铝合金简单易行的方式。

[0003] 因此,在不增加材料成本的基础上,通过调节析出相的种类和分布,以及稳定晶界来优化材料结构,达到析出强化和晶界强化成为增强铝合金热稳定性的关键因素。然而析出相的尺寸,分布,种类,晶粒的大小,回复再结晶行为又与材料加工方式息息相关。

[0004] Al合金具有高比强度,比刚度,耐蚀性和可循环使用等优点,因而广泛使用在航空航天、汽车、兵器、交通,建筑,电子等领域,尤其是一种制造航天航空领域结构器件和部件的理想材料,其中耐热铝合金在航空航天领域需求比较大。耐热铝合金要求材料在保证良好的力学性能,抗破坏力和稳定性的情况下,服役温度在150℃以上,服役时间超过100h。目前,耐热铝合金主要分为铸造耐热铝合金、变形耐热铝合金和新型研发耐热铝合金。

[0005] 在航空航天领域,随着新型飞机发展在飞行速度和轻量化的更高要求,迫切需要能够在200℃以上长期使用的耐热铝合金以代替钛合金实现减重的要求。由于铝合金熔点较低,堆垛层错能较高,易发生回复和再结晶,同时析出强化第二相易在200℃以上发生粗化或溶解,这使得大部分铝合金难以在200℃以上长期使用,这大大限制了铝合金航空航天中的应用。

[0006] 近年来,大多数对耐热铝合金的研究集中在添加合金元素形成过饱和固溶体,然后通过时效处理来析出细小的弥散耐热相稳定基体与晶界。但是,往往是以增加材料成本的方式,添加昂贵的稀土元素。如何在控制成本的基础上,制造能够耐热铝合金仍然没有较好的解决方案。

发明内容

[0007] 为解决上述技术问题,本发明提供Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金及制备方法,能够很好的解决上述的问题。

[0008] 本发明的上述技术目的是通过以下技术方案得以实现的:

[0009] Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金制备方法,包括以下步骤:

[0010] S1:将质量百分比为3.5%-5.0%的Cu,0.8%-1.5%的Mn,0.06%-0.068%的Fe,0.048%-0.053%的Si,0.001%-0.003%的Ni,0.0005%-0.0015%的Ti,余量为铝进行熔炼和浇铸,得到铸锭;

- [0011] S2:将S1得到的铸锭进行均匀化处理,均匀化温度为485-505℃;
- [0012] S3:将S2处理后的铸锭进行扒皮处理,然后进行热锻处理加工成形,热锻温度为450-470℃;
- [0013] S4:将S3处理后的胚料进行固溶处理,固溶处理的温度为520-540℃下保温;
- [0014] S5:将S4处理后的样品进行多道次冷轧,得到板状板材;
- [0015] S6:将S5处理后的板材进行时效处理,时效温度为200-300℃,每25℃为一个状态;
- [0016] S7:机械加工,完成定型。
- [0017] 作为一种优选方案,S2过程中,均匀化处理时间为48小时。
- [0018] 作为一种优选方案,S4过程中,固溶处理时间为两小时,淬火工艺为水淬,淬火转移时间不超过5S。
- [0019] 作为一种优选方案,S6过程中,其中热处理温度分别为200℃,225℃,250℃,275℃,300℃,保温时间为48-120h。
- [0020] 一种Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金,基于上述的Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金制备方法,包括Cu元素和Mn元素为主要合金元素;Fe元素,Si元素,Ni元素和Ti元素为微量杂质元素,杂质元素单个含量不高于0.08%,总量不高于0.15%;关键组分的化学元素百分比分别为:Cu 3.5-5.0%,Mn 0.8-1.5%,余量为Al元素。
- [0021] 综上所述,本发明具有以下有益效果:
- [0022] 本发明提供的一种Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金具有耐热性好,在200℃以上可长期使用的优点,且具有很好的经济性和实用性。

附图说明

- [0023] 图1是本发明实施例的Al-Cu-Mn合金在不同温度不同时间退火的硬度值;
- [0024] 图2是本发明实施例的Al-Cu-Mn合金冷轧后的工程应力-应变曲线;
- [0025] 图3是本发明实施例的冷轧90%纳米结构Al-Cu-Mn合金 (a) 微观组织TEM照片 (b) 纳米层间距统计图;
- [0026] 图4是本发明实施例的冷轧90%纳米结构Al-Cu-Mn合金微观组织SEM-ECC图;
- [0027] 图5是本发明实施例的冷轧90%Al-Cu-Mn纳米结构合金250℃退火微观组织SEM-ECC图。

具体实施方式

- [0028] 本说明书及权利要求并不以名称的差异来作为区分组件的方式,而是以组件在功能上的差异来作为区分的准则。如在通篇说明书及权利要求当中所提及的“包括”为一开放式用语,故应解释成“包括但不限于”。“大致”是指在可接受的误差范围内,本领域技术人员能够在一定误差范围内解决所述技术问题,基本达到所述技术效果。
- [0029] 本说明书及权利要求的上下左右等方位名词,是结合附图以便于进一步说明,使得本申请更加方便理解,并不对本申请做出限定,在不同的场景中,上下、左右、里外均是相对而言。
- [0030] 以下结合附图对本发明作进一步详细说明。
- [0031] 实施例1:

[0032] 一种Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金,其中Cu元素和Mn元素为主要合金元素,Fe元素,Si元素,Ni元素和Ti元素为微量杂质元素,杂质元素单个含量不高于0.08%,总量不高于0.15%;关键组分的化学元素百分比分别为:Cu 3.5-5.0%,Mn 0.8-1.5%,余量为Al元素。

[0033] 实施例2:

[0034] Al-Cu-Mn纳米结构耐热变形铝合金的制备方法,包括以下几个步骤:

[0035] 1) 根据铝合金成分要求Cu 4.17%,Mn 1.25%,Fe 0.064%,Si 0.051%,Ni 0.002%,Ti 0.001%,余量铝的质量百分比进行熔炼和浇铸,得到铸锭;

[0036] 2) 将上述铸锭在马弗炉内进行均匀化处理,均匀化温度为 $495^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$,时间为48小时;

[0037] 3) 将均匀化处理后的铸锭进行扒皮处理,然后进行热锻处理加工成形,热锻温度维持在 $460^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$;

[0038] 4) 热锻后的坯料将进行固溶处理,在固溶处理的温度为 530°C 下保温两小时,淬火工艺为水淬,淬火转移时间不超过5s;

[0039] 5) 随后将固溶处理后的样品进行多道次冷轧90%,样品从40mm的块状冷轧为4mm的板状;

[0040] 6) 将获得的板材进行时效处理,时效温度选择在 $200-300^{\circ}\text{C}$ 的铝合金使用中温范围内,每 25°C 为一个状态。热处理温度分别为 200°C , 225°C , 250°C , 275°C , 300°C ,保温时间为48-120h;

[0041] 7) 随后机械加工为所需试样的形状,工艺简单,可批量化生产。

[0042] 实施例3:

[0043] 性能测试:

[0044] 如图1所示,硬度测试采用维氏硬度机,载荷Hv0.2 (1.96N),载荷稳定时间10秒。每个状态样品测试10和数据点,取平均值。冷轧后纳米结构Al-Cu-Mn合金的显微硬度值为159HV。冷轧后的样品在 200 至 300°C 退火,一开始硬度迅速下降,24h后就维持稳定。在 200°C 退火24h至120h期间,硬度值稳定在100Hv左右;在 225°C 退火24h至120h期间,硬度值稳定在90Hv左右,在 250°C 退火24h至120h期间,硬度值稳定在80Hv左右,在 275°C 退火24h至120h期间,硬度值稳定在70Hv左右,在 300°C 退火24h至48h期间,硬度值稳定在65Hv。

[0045] 通过拉伸实验可以看出,如图2、表1 (200°C 退火不同时间样品拉伸性能的具体参数)、表2 (300°C 退火不同时间样品拉伸性能的具体参数) 所示,90%冷轧过后的纳米结构变形AlCuMn合金屈服强度达到了477MPa,抗拉强度达到了514MPa,断裂延伸率约为6%。在经过 200°C 退火120h (5天时间),虽然较冷轧后强度下降了,但是经过长时间退火,其抗拉强度依旧保持在300MPa以上。经过 300°C 1h和2h退火后,其抗拉强度变化很小,仅下降13MPa。随着退火时间的增加到4h和8h,材料抗拉强度得到提高,并在退火4h时达到最高,为313Mpa。继续增加退火时间,材料抗拉强度下降,但依旧保持在150MPa以上,与退火1h的相比,退火16h的样品塑性却提高超过100%。

[0046]

样品状态	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	断裂延伸率 δ /%
200°C -1h	351	381	6.1

[0047]	200°C-8h	303	329	9.2
	200°C-24h	301	321	9.0
	200°C-48h	303	317	7.5
	200°C-72h	293	312	8.1
	200°C-96h	277	303	6.5
	200°C-120h	298	309	8.4

[0048] 表1

样品状态	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	断裂延伸率 δ /%
300°C-1h	238	254	10.3
300°C-2h	248	267	11.6
[0049] 300°C-4h	263	313	9.5
300°C-8h	267	297	6.4
300°C-12h	183	195	16.5
300°C-16h	164	184	22.2

[0050] 表2

[0051] 通过垂直于轧制方向的截线法,测量了冷轧90%的冷变形的纳米结构AlCuMn合金层间距约为74nm,测量个数大于500个。图3(a)中的T相,横截面直径约为150nm。因为析出相的存在,在T相析出的周围纳米结构层状组织发生了偏转。

[0052] 由于透射照片所观察的区域较小,为了观察更大的区域,故采用扫描电子显微镜的电子通道衬度模式(ECC)。如图4可以看出大量的析出相(图中亮点)的存在,且大部分析出相长轴沿着轧制方向倾斜。同时可以观察到基体深浅不一的颜色衬度,这通常是由于基体晶粒的取向衬度引起的。与透射照片相比,除了一些较大的析出相沿着轧制方向分布,还有一些更细小弥散的析出相在远离较大尺寸析出相的区域析出,起到了钉扎晶界的作用。通过调控时效析出纳米级别的析出相,达到了抑制再结晶行为,提高材料耐热性和热稳定性的目的。

[0053] 图5展示了冷轧90%AlCuMn纳米结构合金在250°C分布退火1h、24h、48h和120h后的SEM-ECC照片。可以看出随着退火时间从1h增加到24h,析出相的尺寸有了明显的增加,但从图片观察250°C退火24h、48h和120h中,析出相的尺寸变化并不大,退火120h的析出相略微大于24h和48h。更有趣的是,细小的析出相更易出现在晶界的位置。这说明了,在250°C退火时,随着退火时间的增加析出相的尺寸变化趋于缓慢,纳米尺寸的细小弥散的析出相起到了钉扎晶界,延缓晶界迁移的作用。而大量纳米尺寸的析出本身也对材料起到了颗粒强化的作用。

[0054] 本具体实施例仅仅是对本发明的解释,其并不是对本发明的限制,本领域技术人员在阅读完本说明书后可以根据需要对本实施例做出没有创造性贡献的修改,但只要在本

发明的权利要求范围内都受到专利法的保护。

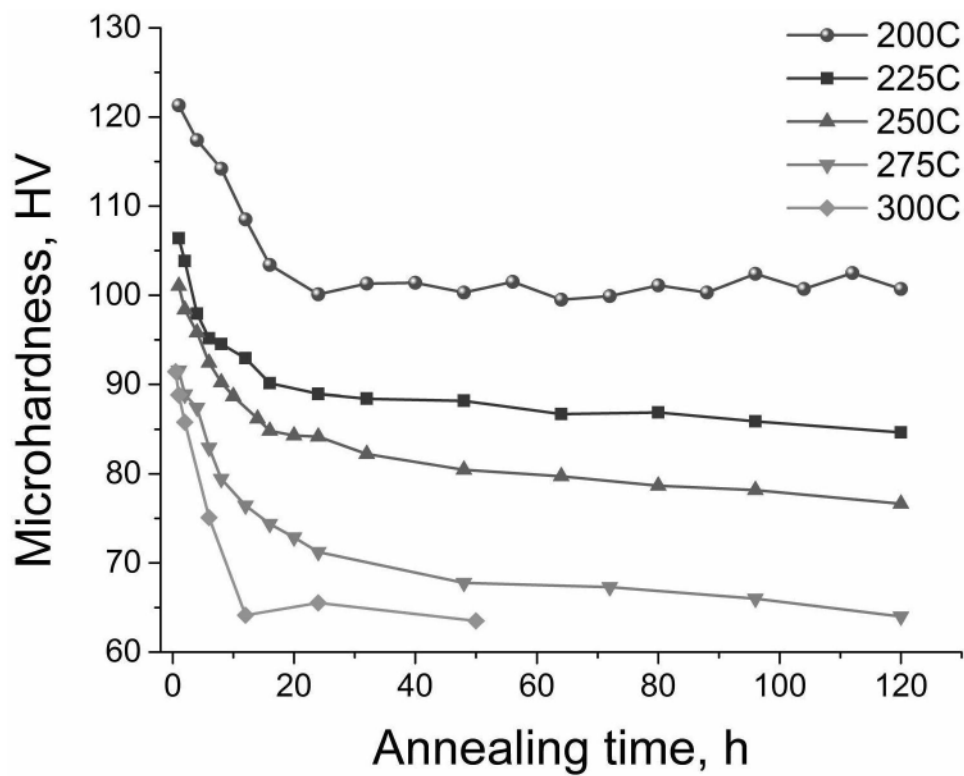


图1

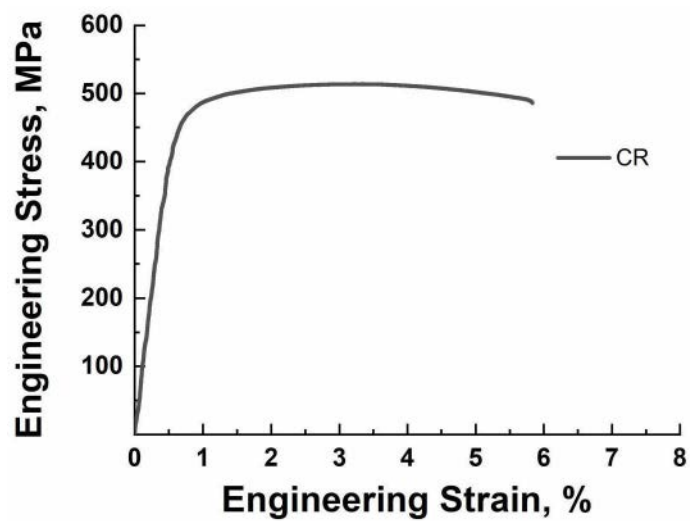


图2

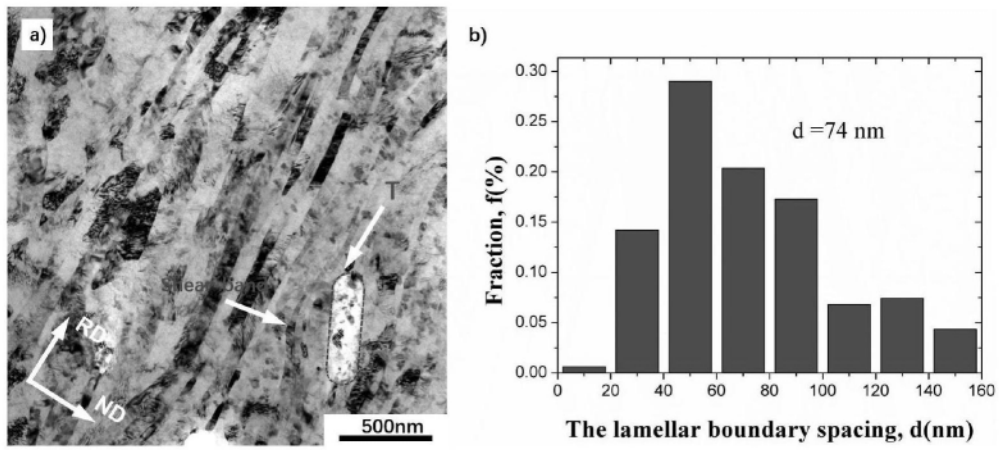


图3

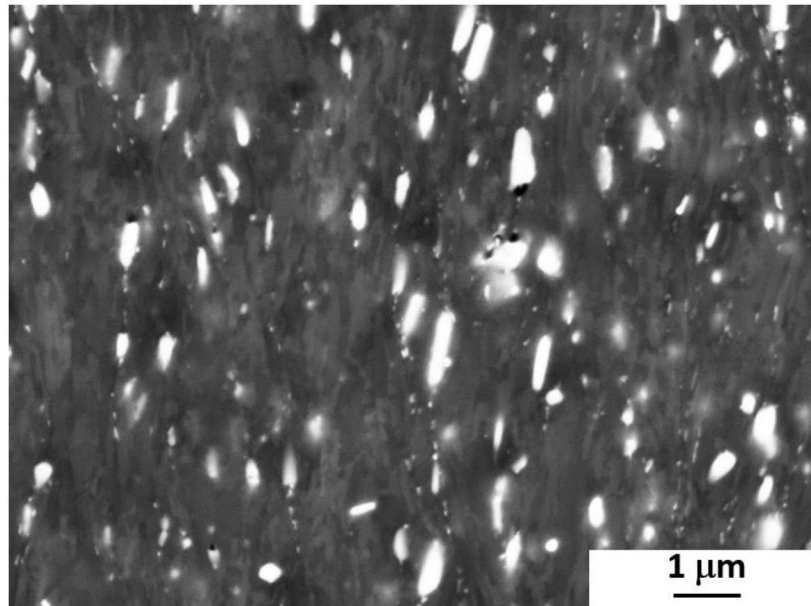


图4

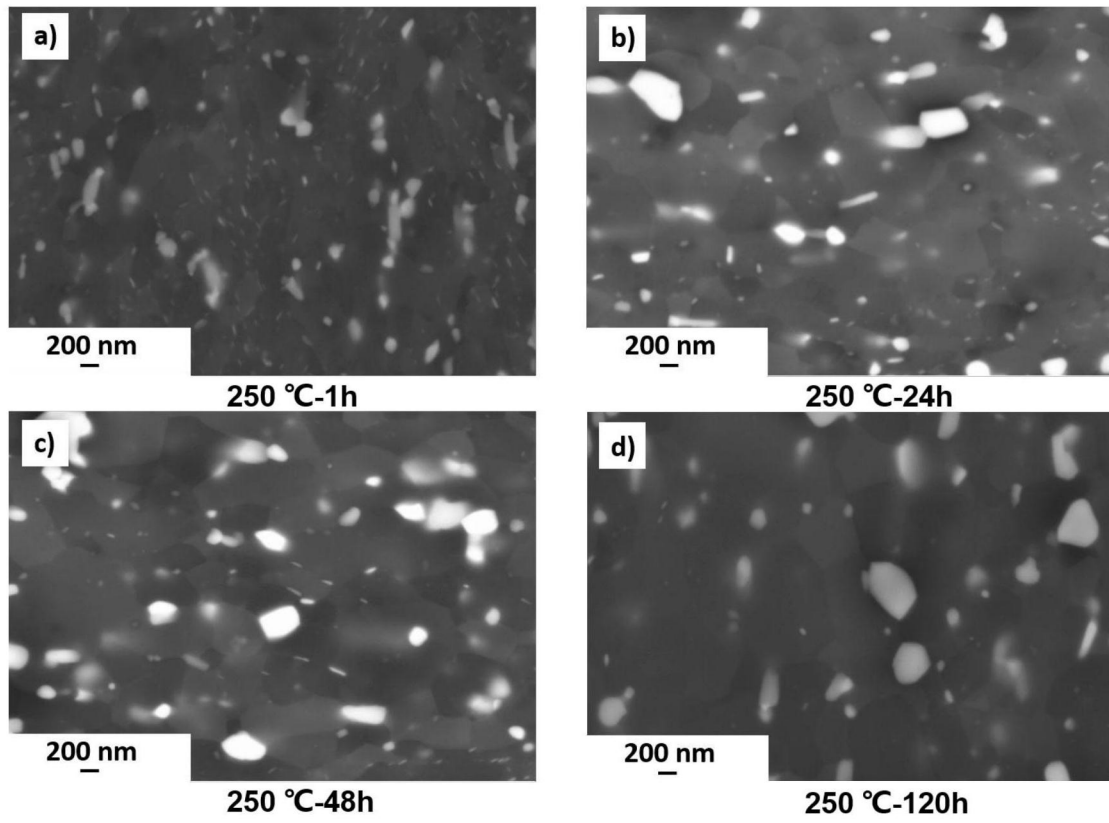


图5