



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 113061787 A

(43) 申请公布日 2021.07.02

(21) 申请号 202110291460.4

B22D 7/00 (2006.01)

(22) 申请日 2021.03.18

G21D 1/18 (2006.01)

(71) 申请人 大亚车轮制造有限公司

地址 212310 江苏省镇江市丹阳市经济开发
区大亚产业园大亚路6号

申请人 北京科技大学

(72) 发明人 庄林忠 何芳 李宏祥 何国元

裔国宇 王奕博 朱志林

(74) 专利代理机构 南京经纬专利商标代理有限

公司 32200

代理人 叶连生

(51) Int. Cl.

G22C 21/02 (2006.01)

G22C 1/03 (2006.01)

G22F 1/043 (2006.01)

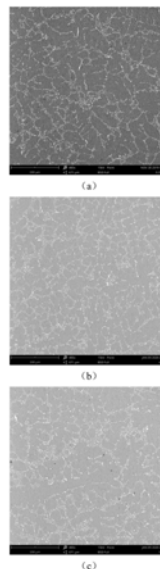
权利要求书1页 说明书5页 附图3页

(54) 发明名称

一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明属于有色金属技术领域,涉及一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金,组元及其质量百分比为:Si为7.0~8.5%,Cu为0.5~1.0%,Mg为0.35~0.5%,Cr为0.1~0.3%,Mn为0.1~0.2%,Ti为0.1~0.15%,Sr为0.015~0.025%,其他杂质总量≤0.15%,余量Al。本发明还公开了所述合金的制造方法,采用水冷铜模金属型铸造,通过调控合金元素类型与含量及热处理工艺,添加Cu元素使合金产生第二相强化,Ti元素细化晶粒,Mn和Cr元素改善富铁相形貌,大幅度提高了合金的力学性能,其抗拉强度为330~355MPa,屈服强度为210~275MPa,断后伸长率为7~13%。本发明所公开的制造工艺简单易行,原材料易得,生产成本低,通过调控元素含量和热处理工艺,可以提高合金的力学性能,在汽车轮毂制造行业有非常大的应用前景。



1. 一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金,其特征在于,所述合金的组元及其质量百分比为:Si为7.0~8.5%,Cu为 0.5~1.0%,Mg 为0.35~0.5%,Cr 为0.1~0.3%,Mn 为0.1~0.2%,Ti 为0.1~0.15%,Sr为 0.015~0.025%,其他杂质总量 \leq 0.15%,余量Al。

2. 根据权利要求1所述高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金,其特征在于,所述合金的组元及其质量百分比为:Si为7.4%,Cu为 0.6%,Mg 为0.45%,Cr 为0.2%,Mn 为0.15%,Ti 为0.1%,Sr为 0.02%,余量Al。

3. 根据权利要求1或2所述高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金,其特征在于:按照国标GB/T 228.1-2010对铸件取拉伸样,在T6状态下抗拉强度为330~355MPa,屈服强度为210~275MPa,断后伸长率为7~13%。

4. 制备如上述权利要求1-3任一所述高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金的方法,其特征在于,包括如下步骤:

(1) 称量:根据所述合金的化学成分及质量分数称取相应的原料,包括:99.99%Al、Al-20Si、纯Mg块、Al-50Cu、Al-5Cr、Al-10Mn、Al-10Ti、Al-5Ti-1B及Al-10Sr;

(2) 熔炼:将装好相应质量纯铝的石墨坩埚放入电阻炉内加热,待其完全熔化后,按顺序依次加入中间合金、精炼剂和打渣剂,然后扒渣,最后浇铸到水冷铜模中,获得铝合金铸锭;

(3) 固溶处理:将铝合金铸锭放入540~550℃的中温炉中保温5~6h后,放入70~90℃热水中进行淬火;

(4) 时效处理:将淬火后的铝合金铸锭放入170~180℃时效炉中保温2~4h,最后空冷。

5. 根据权利要求4所述高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金的方法的制备方法,其特征在于:步骤(1)称量,额外多称取5%的99.99%Al和纯镁块,以弥补熔体的烧损。

6. 根据权利要求4所述高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金的方法的制备方法,其特征在于:步骤(2)熔炼,将装好相应质量纯铝的石墨坩埚放入电阻炉内加热,待其完全熔化且铝液温度达720~740℃后,加入Al-20Si、Al-50Cu、Al-10Mn、Al-10Ti与Al-5Cr,保温15~20min后降温至700~720℃,加入纯Mg块,待熔体回温到710~720℃,保温10min后加入精炼剂与打渣剂,精炼剂与打渣剂的加入量分别为熔体质量的0.4%与0.35%,再保温10~15min,然后扒渣,加入0.2%Al-5Ti-1B与0.2%Al-10Sr,搅拌后熔体温度控制在700~710℃,保温10~15min后浇铸到水冷铜模中,获得铝合金铸锭。

7. 根据权利要求4所述高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金的方法的制备方法,其特征在于:步骤(2)加入精炼剂时,用石墨棒将精炼剂压入坩埚底部使熔体中的气体充分逸出;加入打渣剂时,将打渣剂均匀撒于熔体表面,充分搅拌,尽量打碎熔体上面的块状物,然后扒渣。

一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于有色金属技术领域,涉及铝合金,尤其涉及一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金及其制备方法。

背景技术

[0002] 随着对汽车节能减排的要求越来越高以及新能源汽车的发展,汽车轻量化的需求更加迫切,也提出了更高的要求。汽车轻量化可以减少生产成本、降低运行阻力和油耗、节省能源和保护环境,是汽车设计和生产人员的共同目标。

[0003] 车轮对于汽车而言其重要性不言而喻,是汽车行驶过程中传承动力的重要部件。减轻车轮重量可从材质和设计入手,其中的一个途径就是优化车轮结构设计。在材质和车轮规格(外圆尺寸和宽度)一定的情况下,减轻车轮重量只能减小轮辋厚度和轮辐尺寸。而车轮是承载汽车重量的重要部件之一,同时也是保证汽车行驶稳定性和安全性的关键部件之一,当轮辋和轮辐尺寸过小时,无法满足车轮所需的强度和韧性,容易导致安全事故。因此,开发一种更优异力学性能的轮毂成为了迫切的需要。

[0004] A356.2(ZL101)铝合金是可热处理强化的铸造铝合金其具有高比强度、良好的铸造性能、优良的耐腐蚀性能以及热处理性能,广泛用于汽车车轮的制造,所制造的轮毂具有质量轻、外形美观、耐腐蚀、使用寿命长等特点,但是合金力学性能较低,其T6状态下的抗拉强度仅为270MPa,使得其应用受到很大的限制。合金化、细化变质处理和热处理是在保持A356.2原有的优良特性基础上并大幅提高力学性能同时保证经济性的主要方法。

[0005] CN110592438A公开了一种高性能的A356铝合金的配方以及制备方法,合金中以合理配比的方式加入了Ti、Sr元素,将Fe、Ca、Zn、Mn、Ni、P、Cu各元素控制在合理的低含量水准上,获得的铸态合金组织均匀,抗拉强度为220MPa、屈服强度为198MPa,延伸率为8.1,强度以及韧性得到提升,可很好地适用市场发展的需求。然而合金的力学性能提升幅度较小,有待于进一步提高。

[0006] CN110184503A公开了一种采用铝钇作为细化剂进行铝合金晶粒细化处理的细化剂,从而获得力学性能更为优异的铝合金,以满足车轮等领域的需求,所述的铝合金细化剂原子百分比为80-98%的铝(Al)、原子百分比为2-20%的钇(Y),使得合金的抗拉强度为314.2MPa,屈服强度为243.8MPa,伸长率为8.9%,力学性能大幅度提高。但是钇属于稀土元素,成本较高,不适合工业大规模生产。

[0007] CN110952048A专利公开了一种适用于A356.2合金低压铸造轮毂的热处理方法,包括:将低压铸造轮毂进行均匀化处理,均匀化温度为440-460℃,均匀化时间为11-13小时,均匀化后再进行固溶处理,固溶温度为540-550℃,固溶时间为4-6小时,固溶后立即进行淬火处理,淬火水温为70-90℃,淬火转移时间不超过25秒,淬火后立即进行时效处理,时效温度为145-155℃,时效时间为4-5小时。该热处理方法提高了低压铸造轮毂的综合力学性能,抗拉强度为272MPa,屈服强度为213MPa,断后伸长率为9%。但是合金前期并没有进行改性

处理,力学性能还有进一步提升的空间。

[0008] 因此,从合金生产成本和力学性能考虑,需要开发一种高强韧、低成本合金,满足汽车用铝合金轮毂的需求。

发明内容

[0009] 针对现有铝合金力学性能的不足和较高的成本,本发明的目的是提供一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系合金,用以解决汽车轮毂轻量化问题。

[0010] 一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金,所述合金的组元及其质量百分比为:Si为7.0~8.5%,Cu为0.5~1.0%,Mg为0.35~0.5%,Cr为0.1~0.3%,Mn为0.1~0.2%,Ti为0.1~0.15%,Sr为0.015~0.025%,其他杂质总量 \leq 0.15%,余量Al。

[0011] 本发明较优公开例中,所述合金的组元及其质量百分比为:Si为7.4%,Cu为0.6%,Mg为0.45%,Cr为0.2%,Mn为0.15%,Ti为0.1%,Sr为0.02%,余量Al。

[0012] 本发明所公开的高强韧铸造铝合金,按照国标GB/T 228.1-2010对铸件取拉伸样,在T6状态下抗拉强度为330~355MPa,屈服强度为210~275MPa,断后伸长率为7~13%。

[0013] 本发明的另外一个目的在于,公开了上述Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金的制备方法,包括如下步骤:

[0014] (1)称量:根据所述合金的化学成分及质量分数称取相应的原料,包括:99.99%Al、Al-20Si、纯Mg块、Al-50Cu、Al-5Cr、Al-10Mn、Al-10Ti、Al-5Ti-1B及Al-10Sr;

[0015] (2)熔炼:将装好相应质量纯铝的石墨坩埚放入电阻炉内加热,待其完全熔化后,按顺序依次加入中间合金、精炼剂和打渣剂,然后扒渣,最后浇铸到水冷铜模中,获得铝合金铸锭;

[0016] (3)固溶处理:将铝合金铸锭放入540~550℃的中温炉中保温5~6h后,放入70~90℃热水中进行淬火;

[0017] (4)时效处理:将淬火后的铝合金铸锭放入170~180℃时效炉中保温2~4h,最后空冷。

[0018] 本发明较优公开例中,步骤(1)称量,额外多称取5%的99.99%Al和纯镁块,以弥补熔体的烧损。

[0019] 本发明较优公开例中,步骤(2)熔炼,将装好相应质量纯铝的石墨坩埚放入电阻炉内加热,待其完全熔化且铝液温度达720~740℃后,加入Al-20Si、Al-50Cu、Al-10Mn、Al-10Ti与Al-5Cr中间合金,保温15~20min后降温至700~720℃,加入纯Mg块,待熔体回温到710~720℃,保温10min后加入精炼剂与打渣剂,精炼剂与打渣剂的加入量分别为熔体质量的0.4%与0.35%,再保温10~15min,然后扒渣,加入0.2%Al-5Ti-1B与0.2%Al-10Sr,搅拌后熔体温度控制在700~710℃,保温10~15min后浇铸到水冷铜模中,获得铝合金铸锭。

[0020] 本发明较优公开例中,步骤(2)加入精炼剂时,用石墨棒将精炼剂压入坩埚底部使熔体中的气体充分逸出;加入打渣剂时,将打渣剂均匀撒于熔体表面,充分搅拌,尽量打碎熔体上面的块状物,然后扒渣。

[0021] 本发明所公开的合金组成中,Cu元素的加入,可以减小 α -Al的二次枝晶臂间距(SDAS),SDAS的降低能有效提高合金力学性能;Cu元素还会在Al-Si-Mg合金中能形成多种析出相(Al₂Cu和Al-Si-Mg-Cu),这些析出相的存在会阻碍位错运动,提高合金强度但降低

合金断后伸长率;同时Cu的加入能在一定程度上起到细化合金晶粒的效果。本发明将Cu元素的含量控制在0.5~1.0%之间,最大限度的提高抗拉强度的同时,减小对塑性的损害。

[0022] 本发明所公开的合金组成中,Mn、Cr元素的加入能够改善合金中富铁相的形貌,使合金中的针状Al-Fe-Si三元相变为块状或汉字状的Al-Si-(Cr,Fe)或Al-Si-(Mn,Fe)四元相,提高合金的强度及延伸率;Mn、Cr元素会与Al反应形成MnAl₆和CrAl₇弥散相,凝固时成为异质形核点从而起到一定程度上的晶粒细化作用,且其改善效果优于Mn与Cr的分开单独加入效果。过量的Mn和Cr元素会形成粗大的第二相,降低合金的力学性能。本发明合金中Cr和Mn的含量分别为0.1~0.3%和0.1~0.2%,既能改善富铁相形貌,又避免形成粗大的第二相。

[0023] 本发明所公开的合金组成中,Ti元素会与Al熔体反应形成细小弥散的Al₃Ti颗粒,凝固时成为异质形核点而细化晶粒,同时使Al基体由长柱状枝晶转变为近似球形,提高合金的硬度、抗拉强度和延伸率。过量的Ti元素也会形成粗大的第二相,降低合金的力学性能。本发明合金中Ti元素含量为0.1~0.15%,起到细化晶粒的作用,提高合金的力学性能。

[0024] 本发明所公开的合金组成中,经过T6热处理后,Si和Mg元素会形成Mg₂Si相,会阻碍位错的运动,同时也会在合金内部产生内应力,是合金主要强化相之一,合金随着Si和Mg元素含量的增加,Mg₂Si相含量增加,其抗拉强度随之增加。

[0025] 本发明的特点:

[0026] (1)在A356.2合金基础上添加Cu元素能减小 α -Al的二次枝晶臂间距(SDAS),SDAS的降低能有效提高合金力学性能;也可以在合金基体中形成多种析出相(Al₂Cu和Al-Si-Mg-Cu),通过控制Cu含量可以控制这些析出相的种类与数量,同时Cu的加入能在一定程度上起到细化合金晶粒的效果,适当的Cu含量可以有效提高合金力学性能。

[0027] (2)Mn、Cr元素的加入能够改善合金中富铁相的形貌,使合金中的针状Al-Fe-Si三元相变为块状或汉字状的Al-Si-(Cr,Fe)或Al-Si-(Mn,Fe)四元相,提高合金的强度及延伸率;Mn、Cr元素会与Al反应形成MnAl₆和CrAl₇弥散相,凝固时成为异质形核点从而起到一定程度上的晶粒细化作用,且其改善效果优于Mn与Cr的分开单独加入效果。

[0028] (3)Ti元素会与Al熔体反应形成细小弥散的Al₃Ti颗粒,凝固时成为异质形核点而细化晶粒,同时使Al基体由长柱状枝晶转变为近似球形,提高合金的硬度、抗拉强度和延伸率。

[0029] (4)通过控制Cu、Cr、Mn和Ti的复合添加量,可以显著提高合金力学性能。

[0030] 有益效果

[0031] 本发明公开了一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金,合金采用水冷铜模金属型铸造,通过调控合金元素类型与含量及热处理工艺,添加Cu元素使合金产生第二相强化,Ti元素细化晶粒,Mn和Cr元素改善富铁相形貌,大幅度提高了合金的力学性能,其抗拉强度为330~355MPa,屈服强度为210~275MPa,断后伸长率为7~13%。本发明所公开的制造工艺简单易行,原材料易得,生产成本低,通过调控元素含量和热处理工艺,可以提高合金的力学性能,在汽车轮毂制造行业有非常大的应用前景。

附图说明

[0032] 图1.传统A356.2与不同Si、Cr含量的Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti合金的SEM图;

[0033] 图2.传统A356.2与不同Si、Cr含量的Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti合金的TEM图,其中:(a)为传统A356.2合金,(b)为实施例1,(c)为实施例4;

[0034] 图3.实施例4的力学性能(抗拉强度、屈服强度和断后延伸率)随着时效时间的变化。

具体实施方式

[0035] 下面结合实施例对本发明进行详细说明,以使本领域技术人员更好地理解本发明,但本发明并不局限于以下实施例。

[0036] 实施例1

[0037] 一种高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金,合金组元及其相应的质量分数分别为:Si 7.4%,Cu 0.6%,Mg 0.45%,Cr 0.2%,Mn 0.15%,Ti 0.1%,Sr 0.02%,其余为Al。

[0038] 上述高强高韧Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti系铸造合金的制备方法为:

[0039] (1)称量:根据预制备的铸造合金的化学成分及质量分数称取相应的原料,包括:99.99%Al,Al-20Si,纯Mg,Al-50Cu,Al-5Cr,Al-10Mn,Al-10Ti,Al-5Ti-1B及Al-10Sr;

[0040] (2)熔炼:将装好相应质量纯铝的石墨坩埚放入电阻炉内加热,待其完全熔化且铝液温度达720~740℃后,加入Al-20Si、Al-50Cu、Al-10Ti、Al-10Mn与Al-2Cr中间合金,保温15~20min后降温至700~720℃,加入纯Mg块,待熔体回温到710~720℃,保温10min后加入精炼剂与打渣剂,精炼剂与打渣剂的加入量分别为熔体质量的0.4%与0.35%,再保温10~15min,然后扒渣,并加入0.2%Al-5Ti-1B与0.2%Al-10Sr,搅拌后熔体温度控制在700~710℃,保温10~15min后浇铸到水冷铜模中,获得铝合金铸锭;

[0041] (3)固溶处理:将合金放入540℃的中温炉中保温5h,然后放入70~90℃热水中进行淬火;

[0042] (4)时效处理:将淬火后的合金放入180℃时效炉中保温2h,最后空冷。

[0043] 本实施例所铸造的铝合金抗拉强度达到354.7MPa,屈服强度达到274.3MPa,断后伸长率达到9.6%。

[0044] 实施例2

[0045] 本实施例的合金组元及其相应的质量分数与实施例1相同。

[0046] 上述合金的制备过程为:

[0047] (1)称量过程与实施例1相同。

[0048] (2)熔炼过程与实施例1相同。

[0049] (3)固溶处理过程与实施例1相同。

[0050] (4)时效处理:将淬火后的合金放入190℃时效炉中保温2小时,最后空冷。

[0051] 本实施例所铸造的铝合金抗拉强度达到338.5MPa,屈服强度达到281.5MPa,断后伸长率达到7.0%。

[0052] 实施例3

[0053] 本实施例的合金组元及其相应的质量分数与实施例1相同。

[0054] 上述合金的制备过程为:

[0055] (1)称量过程与实施例1相同。

[0056] (2) 熔炼过程与实施例1相同。

[0057] (3) 固溶处理过程与实施例1相同。

[0058] (4) 时效处理:将淬火后的合金放入200℃时效炉中保温2小时,最后空冷。

[0059] 本实施案例所铸造的铝合金抗拉强度达到344.6MPa,屈服强度达到272.2MPa,断后伸长率达到7.6%。

[0060] 实施例4

[0061] 实施例4的合金组元及其相应的质量分数分别为:Si 8.3%,Cu 0.6%,Mg 0.45%,Cr 0.3%,Mn 0.15%,Ti 0.1%,Sr 0.02%,其余为Al。

[0062] 上述合金的制备过程为:

[0063] (1) 称量过程与实施例1相同。

[0064] (2) 熔炼过程与实施例1相同。

[0065] (3) 固溶处理过程与实施例1相同。

[0066] (4) 时效处理:将淬火后的合金放入180℃时效炉中保温4小时,最后空冷。

[0067] 本实施例所铸造的铝合金抗拉强度达到333.2MPa,屈服强度达到247.0MPa,断后伸长率达到11.1%。

[0068] 实施例5

[0069] 本实施例的合金组元及其相应的质量分数与实施例1相同。

[0070] 上述合金的制备过程为:

[0071] (1) 称量过程与实施例1相同。

[0072] (2) 熔炼过程与实施例1相同。

[0073] (3) 固溶处理过程与实施例1相同。

[0074] (4) 时效处理:将淬火后的合金放入200℃时效炉中保温4小时,最后空冷。

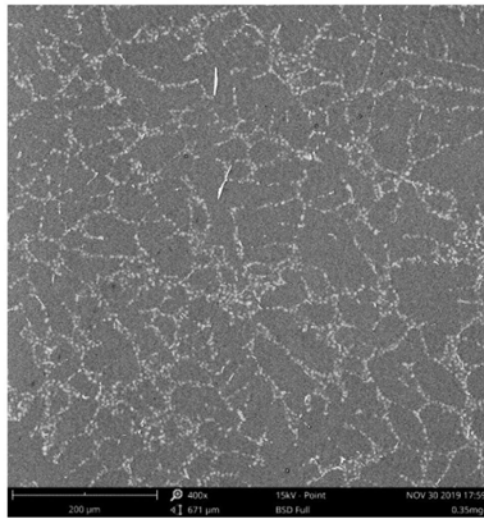
[0075] 本实施例所铸造的铝合金抗拉强度达到332.2MPa,屈服强度达到253.4MPa,断后伸长率达到8.7%。

[0076] 表1传统A356.2与不同Si、Cr含量和时效温度的新型Al-Si-Cu-Mg-Cr-Mn-Ti合金力学性能一览表

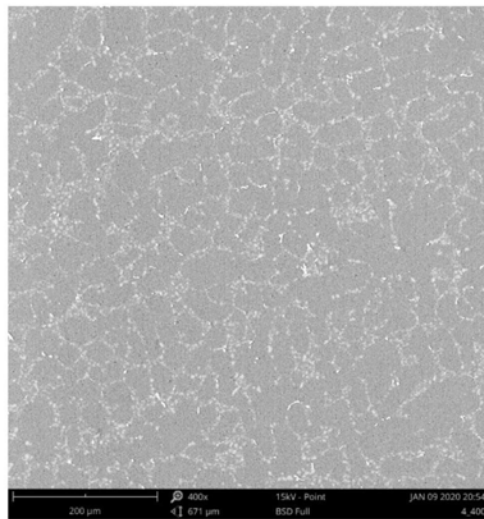
[0077]

合金	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
A356.2	269.8	185.4	12.8
实施例1	354.7	274.3	9.6
实施例2	338.5	218.5	7.0
实施例3	334.6	272.2	7.6
实施例4	333.2	247.0	11.1
实施例5	332.2	253.4	8.7

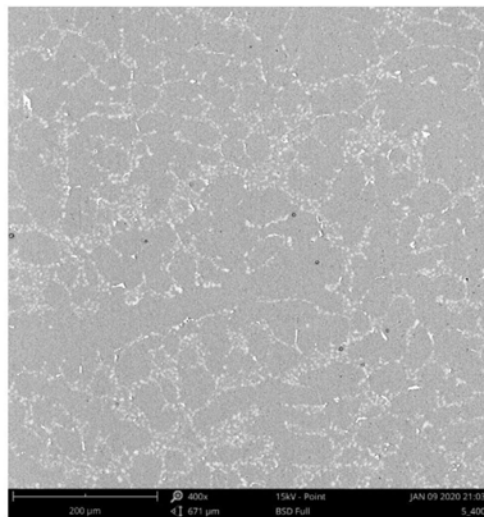
[0078] 尽管上面已经给出了本发明的实施例,但需要说明的是,上述实施例是示例性的,是为了便于技术人员的理解与使用,并不对本发明进行限制,本领域的技术人员根据本发明的说明,不脱离本发明范畴所做出的等同的变化、修改、变形及替换均在本申请权利要求限定的范围内。



(a)

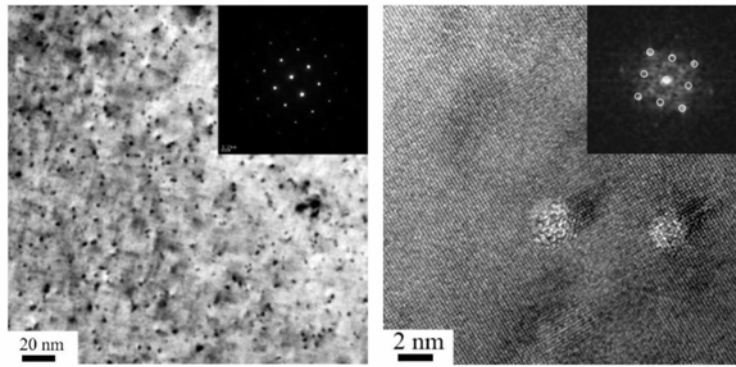


(b)

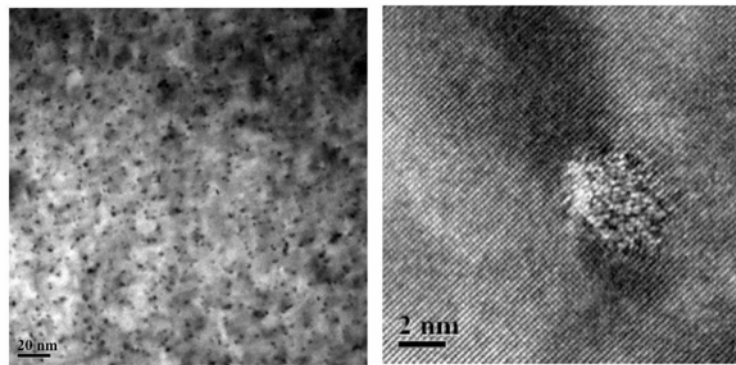


(c)

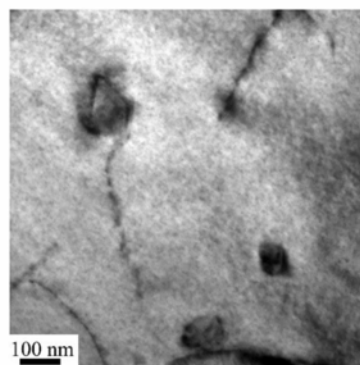
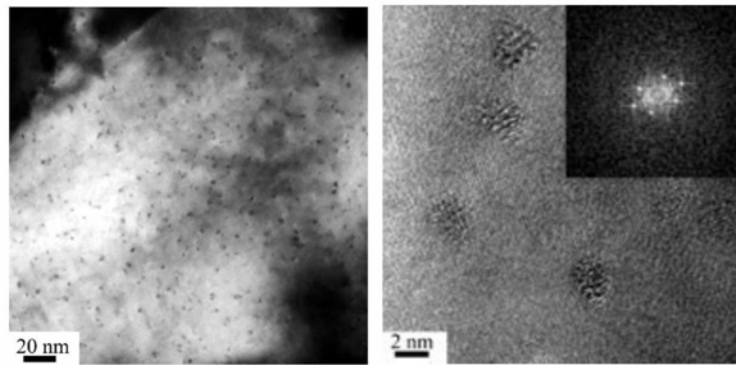
图1



(a)



(b)



(c)

图2

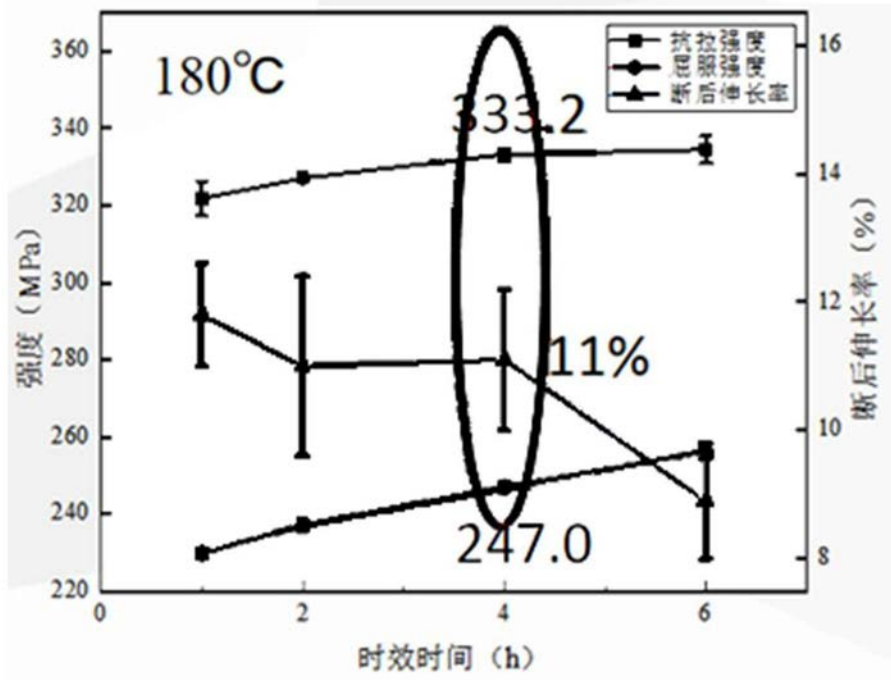


图3