



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 116162833 A

(43) 申请公布日 2023.05.26

(21) 申请号 202310070823.0

(22) 申请日 2023.01.31

(71) 申请人 西安交通大学

地址 710049 陕西省西安市咸宁西路28号

(72) 发明人 杨冲 郑海英 朱永吉 薛航

刘刚

(74) 专利代理机构 西安众和至成知识产权代理

事务所(普通合伙) 61249

专利代理师 张震国

(51) Int. Cl.

G22C 21/16 (2006.01)

G22C 1/03 (2006.01)

G22F 1/057 (2006.01)

权利要求书1页 说明书6页 附图1页

(54) 发明名称

一种高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明属于金属材料领域,涉及一种铸造铝合金,提供了一种高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的制备方法及其相应的热处理工艺。本发明通过将微量Er元素加入到Al-Cu-Mg-Ag合金中,并采用均匀化处理、二级固溶处理、时效处理的一系列热处理工艺。本发明涉及到一种特殊的时效处理。合金通过该时效温度后,不仅提升了材料的室温力学性能,同时,显著提高了Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的高温力学性能。

1. 一种高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金,其特征在于:按质量百分比含3.0~7.0%的Cu,0.3~0.6%的Mg,0.3~0.6%的Ag,0.1~0.5%的Er,余量为Al和不可避免的杂质元素,所述杂质元素的总的质量百分含量不大于0.3%。

2. 根据权利要求1所述的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金,其特征在于:所述的原料引入是以纯Al、纯Ag、Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金的方式引入。

3. 一种如权利要求1或2所述的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的制备方法,其特征在于:

1) 将纯Al加热至750~780℃,待完全熔化后,降低温度至730℃,加入Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金和纯Ag,使所有原料熔化后在氩气和搅拌的条件下精炼30~40min,然后静置9~15min后使渣上浮,撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件;

2) 将得到的铸件在450~470℃均匀化处理3~6h,空冷至室温;

3) 以1~3℃/min的升温速率自室温升温至505~515℃保温10~14h进行第一级固溶处理;

4) 再以1~3℃/min的升温速率自505~515℃升温至540~560℃保温10~14h进行第二级固溶处理;

5) 然后将第二级固溶处理后的铸件在110~130℃时效处理0.5~30h,空冷至室温得到高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

4. 权利要求3所述的制备方法得到的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金,其特征在于,在25℃的屈服强度为250~350MPa,延伸率为12~15%;在300℃热暴露后的硬度较传统制备方法提升20~30%。

一种高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及铸造铝合金技术领域,尤其涉及一种高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金及其制备方法。

背景技术

[0002] 近年来的研究发现微量Ag元素的添加能显著增强高Cu/Mg比Al-Cu-Mg合金的时效硬化效果和高温抗蠕变性能,其原因是Ag元素的添加促进了合金在 $\{111\}_{Al}$ 面上均匀析出弥散的六边形盘片状 Ω 相(Al_2Cu)。由于Al的滑移面主要是 $\{111\}_{Al}$ 面,该析出相能够有效阻碍位错的滑移,因此Al-Cu-Mg-Ag合金具有较高的室温强度。然而,由于 Ω 相是一种亚稳相,其一般在合金的低温($150^{\circ}C \sim 200^{\circ}C$)时效过程中产生。因此,当服役温度超过 $200^{\circ}C$,这种纳米级的 Ω 相会随着温度的增加发生快速失稳粗化,使得合金的力学性能急剧恶化,因此Al-Cu-Mg-Ag合金的使用温度一般低于 $200^{\circ}C$ 。

[0003] 提高铝合金的高温力学性能主要有两种传统制备方法:一是通过引入高熔点的第二相颗粒,以保证高温下仍有足够的第二相颗粒,从而提供高温稳定性。但是存在的问题也不容小觑,大量的增强相颗粒使得材料的塑性受到损害,难以作为结构材料使用。另一种方法是在Al合金中添加微量的耐高温的元素($X=Er, Sc, Zr, Ti, Mn$ 等),在合金的制备和固溶阶段,形成热稳定较好的 Al_3X 粒子,来提高合金力学性能。然而由于这些元素的固溶度都很低,因此形成 Al_3X 粒子的体积分数一般不高,很难有效提高合金的耐高温性能。另一方面, Al_3X 粒子的存在显著的降低了材料的塑性。

[0004] 综上所述,现有提高Al-Cu-Mg-Ag合金高温力学性能的方法,对材料热稳定性的贡献有限且都显著降低其塑性。

发明内容

[0005] 本发明的目的在于提供一种高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金及其制备方法。本发明提供的制备方法得到的Al-Cu-Mg-Ag-Er合金不仅在室温具有优异的屈服强度、抗拉强度和延伸性能,在高温下也具有良好的力学性能。

[0006] 为了实现上述发明目的,本发明的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金按质量百分比含3.0~7.0%的Cu,0.3~0.6%的Mg,0.3~0.6%的Ag,0.1~0.5%的Er,余量为Al和不可避免的杂质元素,所述杂质元素的总的质量百分含量不大于0.3%。

[0007] 所述的原料引入是以纯Al、纯Ag、Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金的方式引入。

[0008] 本发明的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的制备方法包括以下步骤:

[0009] 1) 将纯Al加热至 $750 \sim 780^{\circ}C$,待完全熔化后,降低温度至 $730^{\circ}C$,加入Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金和纯Ag,使所有原料熔化后在氩气和搅拌的条件下精炼30~40min,然后静置9~15min后使渣上浮,撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件;

[0010] 2) 将得到的铸件在450~470℃均匀化处理3~6h,空冷至室温;

[0011] 3) 以1~3℃/min的升温速率自室温升温至505~515℃保温10~14h进行第一级固溶处理;

[0012] 4) 再以1~3℃/min的升温速率自505~515℃升温至540~560℃保温10~14h进行第二级固溶处理;

[0013] 5) 然后将第二级固溶处理后的铸件在110~130℃时效处理0.5~30h,空冷至室温得到高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

[0014] 按本发明的制备方法得到的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金,其特征在于,在25℃的屈服强度为250~350MPa,延伸率为12~15%;在300℃热暴露后的硬度较传统制备方法提升20~30%。

[0015] 有益效果:

[0016] 本发明通过在Al-Cu-Mg-Ag铝合金中添加一定量的稀土Er,并采用均匀化、二级固溶处理和时效处理的热处理工艺,获得一种新型的析出相,不同于传统在 $\{111\}_{Al}$ 面的 Ω - Al_2Cu 析出相,这种析出相在 $\{100\}_{Al}$ 面上析出,且尺寸更细小,数密度更大。因此使得Al-Cu-Mg-Ag-Er合金具有更好的室温强度同时,其延伸率大大提升;同时,这种新的Al-Cu-Mg-Ag-Er合金析出相具有好的热稳定性,显著提高了Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的高温力学性能。有别于常规在Al-Cu-Mg-Ag铝合金中添加Er元素的方法,本发明采用均匀化和二级固溶处理,以尽可能多地消除Er与Cu形成的共晶相,可以更充分地利用合金中的Cu和Er元素。均匀化处理是为了让合金的组织分布均匀,防止合金在固溶处理时发生局部过烧;第一级固溶处理是为了消除含Cu枝晶,让Cu元素全部固溶进基体,为低温时效形成析出相做准备;第二级固溶处理是为了在保证不过烧的前提下,尽可能地消除共晶相,减少Er的添加对Al-Cu-Mg-Ag铝合金室温力学性能的影响。采用特殊的时效处理,在 $\{100\}_{Al}$ 面上均匀弥散析出大量强化相,该析出相比传统 Ω 相具有更小的尺寸,更大的数密度。因此,能够有效提升材料的室温力学性能,在25℃的屈服强度为250~350MPa,延伸率为12~15%。同时,该析出相在高温下也具有良好的稳定性。实验表明,该析出相比传统 Ω 相在300℃热暴露下硬度提升10~20HV。

附图说明

[0017] 图1是Al-Cu-Mg-Ag-Er合金在对比例1(图1-a)和实施例1(图1-b)时效4h后的TEM图;

[0018] 图2是实施例2和对比例2在300℃热暴露4~30h后的时效时间-硬度统计图。

[0019] 图3是实施例2和对比例2在300℃热暴露8h后的TEM图。

具体实施方式

[0020] 本发明提供了一种高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的制备方法,所述Al-Cu-Mg-Ag-Er合金包括以下成分(wt.%):

[0021] Cu 3.0~7.0%,Mg 0.3~0.6%,Ag 0.3~0.6%,Er 0.1~0.5%,余量为Al和不可避免的杂质元素,所述杂质元素的总的质量百分含量不大于0.3%;所述的原料引入是以纯Al、纯Ag、Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金的方式引入。

[0022] 其制备步骤如下：

[0023] 按照所述Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的成分准备制备原料；

[0024] 将所述制备原料置于熔炼炉中进行熔化、精炼、除渣，在金属模具中进行浇注，最终得到铸件；

[0025] 将所述铸件依次进行均匀化处理、二级固溶处理和时效处理，得到所述Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

[0026] 在本发明中，如无特殊说明，本发明所用原料均优选为市售产品。

[0027] 本发明提供的耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金包括质量百分含量为3.0~7.0%的Cu，优选为3.5~6.5%，进一步优选为4.5~5%。

[0028] 本发明提供的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金包括质量百分含量为0.3~0.6%的Mg，优选为0.4~0.6%。

[0029] 本发明提供的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金包括质量百分含量为0.3~0.6%的Ag，优选为0.4~0.6%。

[0030] 本发明提供的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金包括质量百分含量为0.1~0.5%的Er，优选为0.2~0.4%。

[0031] 本发明首先按照所述高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金的成分准备制备原料，在原料在使用前，优选进行打磨；本发明对所述打磨的操作目的是将原材料表面的氧化层和油污去除。

[0032] 准备制备原料后，本发明将所述制备原料依次进行熔化、精炼、除渣和浇注，得到铸件。

[0033] 在本发明中，所述熔化包括：将纯Al加热至750~780℃，待完全熔化后，降低温度至730℃，加入Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金和纯Ag，使所有原料熔化后在氩气和搅拌的条件下精炼30~40min，然后静置9~15min后使渣上浮，撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件；

[0034] 2) 将得到的铸件在450~470℃均匀化处理3~6h，空冷至室温；

[0035] 3) 以1~3℃/min的升温速率自室温升温至505~515℃保温10~14h进行第一级固溶处理；

[0036] 4) 再以1~3℃/min的升温速率自505~515℃升温至540~560℃保温10~14h进行第二级固溶处理；

[0037] 5) 然后将第二级固溶处理后的铸件在110~130℃时效处理0.5~30h，空冷至室温得到高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

[0038] 在本发明中，所述均匀化处理能够让合金的组织分布尽可能均匀，防止合金后续固溶处理时发生局部过烧。

[0039] 在本发明中，二级固溶处理能够尽可能多地消除Er与Cu形成的共晶相，从而更充分地利用合金中的元素。第一级固溶处理是为了消除含Cu枝晶，让Cu元素全部固溶进基体，为低温时效形成析出相做准备；第二级固溶处理是为了在保证不过烧的前提下，尽可能地消除共晶相，减少Er的添加对Al-Cu-Mg-Ag铝合金室温力学性能的影响。

[0040] 在本发明中，采用特殊的时效处理，在 $\{100\}_{Al}$ 面上均匀弥散析出大量强化相，该析出相比传统 Ω 相具有更小的尺寸，更大的数密度。因此，能够有效提升材料的室温力学性

能,在25℃的屈服强度为250~350MPa,延伸率为12~15%。同时,该析出相在高温下也具有良好的稳定性。实验表明,该析出相比传统 Ω 相在300℃热暴露下硬度提升10~20HV。

[0041] 下面结合实施例对本发明提供的高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金及其制备方法进行详细的说明。

[0042] 对比例1

[0043] 合金化学成分(wt.%) :Cu:4.5%,Mg:0.3%,Ag:0.4%,Er:0.3%,余量为Al。

[0044] 该合金的制备方法的具体步骤如下:

[0045] a.准备制备原料;按照上述化学成分准备制备原料,Cu、Mg和Er分别以Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金和Al-6%Er中间合金的形式加入,Al和Ag以纯Al和纯Ag的形式加入,其纯度应不小于99.99%。熔炼前,将所有制备原料的表面进行打磨处理即清除制备原料表面的氧化物和油污。

[0046] b.熔化-精炼-除渣-浇注;将纯Al加热至780℃,待其完全熔化后,降低温度至730℃;加入Al-50%Cu、Al-10%Mg、Al-6%Er和纯Ag,待其完全熔化后,通入纯度 $\geq 99.9\%$ 的高纯氩气并强烈搅拌对熔体进行精炼30min,接着静置10min使渣上浮;撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件。

[0047] c.均匀化处理:在460℃下保温3h,随后空冷。

[0048] d.二级固溶处理:第一级固溶处理:将经均匀化处理得到的合金在510℃下保温12h;第二级固溶处理:将经第一级固溶处理得到的合金以3℃/min的升温速率,由510℃升温至550℃,然后在550℃下保温12h,将经第二级固溶处理后得到的合金淬火冷却。

[0049] e.时效处理:将淬火后得到的合金在185℃下保温4h,空冷。

[0050] 实施例1

[0051] 合金化学成分(wt.%) :Cu:4.5%,Mg:0.3%,Ag:0.4%,Er:0.3%,余量为Al。

[0052] 该合金的制备方法的具体步骤如下:

[0053] a.准备制备原料;按照上述化学成分准备制备原料,Cu、Mg和Er分别以Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金和Al-6%Er中间合金的形式加入,Al和Ag以纯Al和纯Ag的形式加入,其纯度应不小于99.99%。熔炼前,将所有制备原料的表面进行打磨处理即清除制备原料表面的氧化物和油污。

[0054] b.熔化-精炼-除渣-浇注;将纯Al加热至780℃,待其完全熔化后,降低温度至730℃;加入Al-50%Cu、Al-10%Mg、Al-6%Er和纯Ag,待其完全熔化后,通入纯度 $\geq 99.9\%$ 的高纯氩气并强烈搅拌对熔体进行精炼30min,接着静置10min使渣上浮;撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件。

[0055] c.均匀化处理:在460℃下保温3h,随后空冷。

[0056] d.二级固溶处理:第一级固溶处理:将经均匀化处理得到的合金在510℃下保温12h;第二级固溶处理:将经第一级固溶处理得到的合金以3℃/min的升温速率,由510℃升温至550℃,然后在550℃下保温12h,将经第二级固溶处理后得到的合金淬火冷却。

[0057] e.时效处理:将淬火后得到的合金在120℃下保温4h,空冷。

[0058] 对比例2

[0059] 合金化学成分(wt.%) :Cu:4.5%,Mg:0.3%,Ag:0.4%,Er:0.3%,余量为Al。

[0060] 该合金的制备方法的具体步骤如下:

- [0061] a. 准备制备原料同对比例1。
- [0062] b. 熔化-精炼-除渣-浇注过程同对比例1。
- [0063] c. 均匀化处理同对比例1。
- [0064] d. 二级固溶处理:对比例1。
- [0065] e. 时效处理:对比例1。
- [0066] f. 热暴露处理:300摄氏度热暴露4-30h,空冷。
- [0067] 实施例2
- [0068] 合金化学成分(wt.%) :Cu:4.5%,Mg:0.3%,Ag:0.4%,Er:0.3%,余量为Al。
- [0069] 该合金的制备方法的具体步骤如下:
- [0070] a. 准备制备原料同实施例1。
- [0071] b. 熔化-精炼-除渣-浇注过程同实施例1。
- [0072] c. 均匀化处理同实施例1。
- [0073] d. 二级固溶处理:实施例1。
- [0074] e. 时效处理:实施例1。
- [0075] f. 热暴露处理:300摄氏度热暴露4-30h,空冷。
- [0076] 采用GB/T228.1测定实施例及对比例所得合金的室温(25℃)的屈服强度、抗拉强度和延伸率,结果如表1所示。

[0077] 表1实施例及对比例所得合金在不同测试温度下的室温力学性能

[0078]	屈服强度	抗拉强度	延伸率
对比例1	338MPa	340MPa	1.68%
实施例1	270MPa	330MPa	13.6%

[0079] 从表1可以看出:实施例1合金的屈服强度和抗拉强度低于对比例1,但其延伸率比较对比例1大幅度提升。表明在Al-Cu-Mg-Ag-Er合金中选用传统的时效温度185℃能够保证合金有高的屈服强度和抗拉强度,但其塑性较差;采用时效温度120℃能够保证合金有较高的屈服强度和抗拉强度,且其延伸率大幅度提高。图1是Al-Cu-Mg-Ag-Er合金在对比例1(图1-a)和实施例1(图1-b)时效4h后的TEM图,从图中可以看出:传统时效温度185℃时效4h后,在Al基体的111面上析出大量 Ω 相,半径约14nm。实例1中时效温度120℃时效4h后,在Al基体的100面上析出大量细小片状析出相,半径约3nm,其数密度明显大于对照组。以上数据说明本发明提供的方法可以改变合金中原有的析出相,产生一种更为细小致密的新相。从而使得合金在保持较高强度情况下,其塑性大大提升。

[0080] 图2为实施例2和对比例2在300℃热暴露4~30h后的时效时间-硬度统计图。从图中可以看出:实施例2(120℃时效)的硬度明显大于对比例2(185℃时效)的硬度。图3实施例2和对比例2在300℃热暴露8h后的TEM图,从图中可以看出:对比例2(图3-a)的组织为粗大的平衡相,而实施例2(图3-b)的合金中仍然有部分析出相的存在,因此其能保持较高的硬度。以上结果证明,本发明提供的方法能够有效提高合金的高温力学性能。

[0081] 实施例3:

[0082] 合金化学成分(wt.%) :Cu:3%,Mg:0.4%,Ag:0.3%,Er:0.1%,余量为Al。

[0083] 1) 将纯Al加热至780℃,待完全熔化后,降低温度至730℃,加入Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金和纯Ag,使所有原料熔化后在氩气和搅拌的条

件下精炼30min,然后静置10min后使渣上浮,撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件;

[0084] 2) 将得到的铸件在460℃均匀化处理3h,空冷至室温;

[0085] 3) 以3℃/min的升温速率自室温升温至510℃保温12h进行第一级固溶处理;

[0086] 4) 再以3℃/min的升温速率自510℃升温至550℃保温12h进行第二级固溶处理;

[0087] 5) 然后将第二级固溶处理后的铸件在120℃时效处理4h,空冷至室温得到高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

[0088] 实施例4:

[0089] 合金化学成分(wt.%) :Cu:7%,Mg:0.5%,Ag:0.4%,Er:0.2%,余量为Al。

[0090] 1) 将纯Al加热至750℃,待完全熔化后,降低温度至730℃,加入Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金和纯Ag,使所有原料熔化后在氩气和搅拌的条件下精炼40min,然后静置15min后使渣上浮,撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件;

[0091] 2) 将得到的铸件在450℃均匀化处理6h,空冷至室温;

[0092] 3) 以2℃/min的升温速率自室温升温至505℃保温14h进行第一级固溶处理;

[0093] 4) 再以1℃/min的升温速率自505℃升温至540℃保温14h进行第二级固溶处理;

[0094] 5) 然后将第二级固溶处理后的铸件在110℃时效处理30h,空冷至室温得到高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

[0095] 实施例5:

[0096] 合金化学成分(wt.%) :Cu:3.5%,Mg:0.6%,Ag:0.6%,Er:0.5%,余量为Al。

[0097] 1) 将纯Al加热至770℃,待完全熔化后,降低温度至730℃,加入Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金和纯Ag,使所有原料熔化后在氩气和搅拌的条件下精炼33min,然后静置9min后使渣上浮,撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件;

[0098] 2) 将得到的铸件在470℃均匀化处理5h,空冷至室温;

[0099] 3) 以1℃/min的升温速率自室温升温至515℃保温10h进行第一级固溶处理;

[0100] 4) 再以3℃/min的升温速率自515℃升温至560℃保温10h进行第二级固溶处理;

[0101] 5) 然后将第二级固溶处理后的铸件在125℃时效处理20h,空冷至室温得到高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

[0102] 实施例6:

[0103] 合金化学成分(wt.%) :Cu:6.5%,Mg:0.6%,Ag:0.5%,Er:0.4%,余量为Al。

[0104] 1) 将纯Al加热至760℃,待完全熔化后,降低温度至730℃,加入Al-50%Cu中间合金、Al-10%Mg中间合金、Al-6%Er中间合金和纯Ag,使所有原料熔化后在氩气和搅拌的条件下精炼38min,然后静置12min后使渣上浮,撇渣后将金属液浇注到金属模具中得到铸件;

[0105] 2) 将得到的铸件在460℃均匀化处理4h,空冷至室温;

[0106] 3) 以3℃/min的升温速率自室温升温至510℃保温12h进行第一级固溶处理;

[0107] 4) 再以2℃/min的升温速率自510℃升温至555℃保温13h进行第二级固溶处理;

[0108] 5) 然后将第二级固溶处理后的铸件在130℃时效处理0.5h,空冷至室温得到高塑性耐高温Al-Cu-Mg-Ag-Er合金。

[0109] 以上所述仅是本发明的优选实施方式,应当指出,对于本技术领域的普通技术人员来说,在不脱离本发明原理的前提下,还可以做出若干改进和润饰,这些改进和润饰也应视为本发明的保护范围。

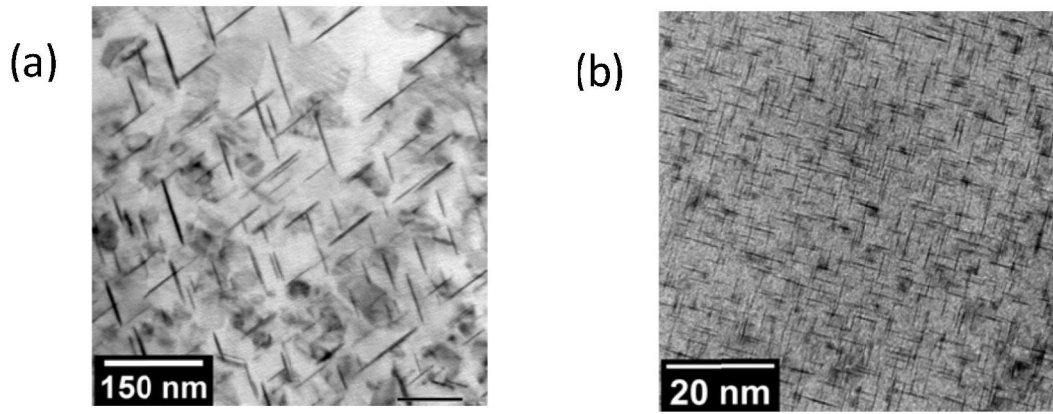


图1

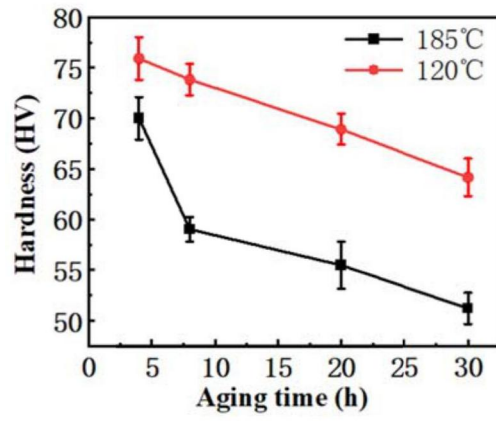


图2

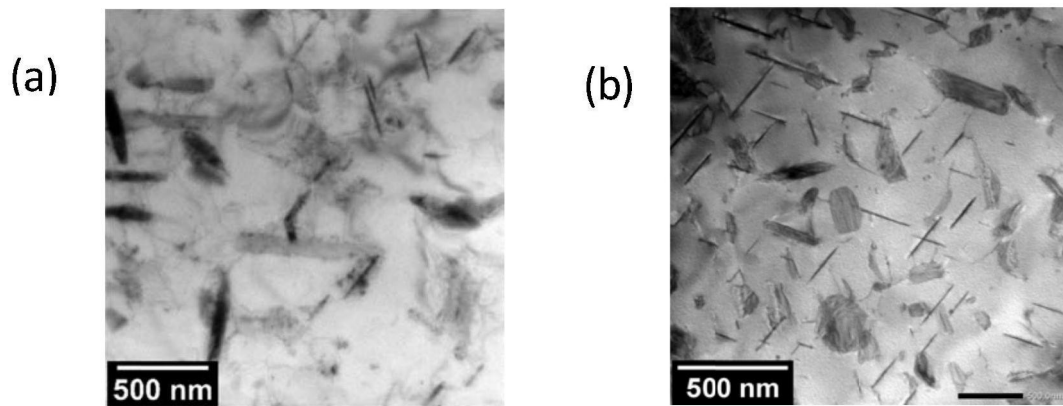


图3