



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114672748 A

(43) 申请公布日 2022. 06. 28

(21) 申请号 202210267234.7

(22) 申请日 2022.03.17

(71) 申请人 中南大学

地址 410000 湖南省长沙市岳麓山左家垅

(72) 发明人 罗丰华 朱本银 雷国鹏 鲁晓刚

(74) 专利代理机构 北京盛凡佳华专利代理事务所(普通合伙) 11947

专利代理师 孙莉莉

(51) Int. Cl.

G22F 1/047 (2006.01)

G22C 21/08 (2006.01)

权利要求书1页 说明书6页 附图4页

(54) 发明名称

一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺

(57) 摘要

本发明公开了一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,包括以下步骤:S1:将待处理Al-Mg-Si-Cu合金置于盐浴炉中进行高温固溶处理;S2:Al-Mg-Si-Cu合金出炉后立即水淬处理至20-25℃,淬火转移时间低于15s;S3:Al-Mg-Si-Cu铝合金经过固溶、水淬处理后,将合金置于一定温度T1时效炉中,再以Rheat升温速率加热至终止时效温度T2,再水淬至20-25℃,本发明中通过高温固溶处理,使Al-Mg-Si-Cu铝合金残余相充分固溶,提升基体的过饱和度,通过调节连续升温时效过程中的升温速率、起始及终止时效温度,缩短Al-Mg-Si-Cu铝合金在高温阶段的保留时间,在熔断晶界连续析出相的同时控制析出相的粗化行为,避免了合金经过传统双级过时效工艺(如T7X)之后,出现强度过度损失的问题。

方案	升温速率(°C/h)	起始时效温度(°C)	终止时效温度(°C)	时效时间(h)	抗拉强度(MPa)	屈服强度(MPa)	延伸率(%)
对比例 1	-	191	191	4.0	406	380	10.6
对比例 2	-	191	220	4.0	374	352	8.9
实施例 1	20	140	210	3.5	386	345	12.0
实施例 5	30	140	210	2.3	392	342	14.2
实施例 10	40	120	220	2.5	393	356	13.7
实施例 14	60	120	220	1.7	399	375	13.3
实施例 18	80	120	230	1.4	387	363	13.5

1. 一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,其特征在於,包括以下步骤:

S1:将待处理Al-Mg-Si-Cu合金置于盐浴炉中进行高温固溶处理;

S2:Al-Mg-Si-Cu合金出炉后立即水淬处理至20-25℃,淬火转移时间低于15s;

S3:Al-Mg-Si-Cu铝合金经过固溶、水淬处理后,将合金置于一定温度T1时效炉中,再以Rheat升温速率加热至终止时效温度T2,再水淬至20-25℃。

2. 根据权利要求1所述的一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,其特征在於:所述步骤S1中,Al-Mg-Si-Cu合金为经过热挤压后的合金,合金元素组成按质量百分比构成如下,Mg:0.8-1.1%,Si:0.6-0.9%,Cu:0.6-0.9%,Fe:≤0.35%,Mn:0.05-0.10%,Zn:≤0.12%,Ti:≤0.04%,V:≤0.02%,除以上标明的元素成分外,其余金属及非金属杂质元素的总含量不超过0.1%,余量为Al。

3. 根据权利要求1所述的一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,其特征在於:所述步骤S1中,高温固溶处理的温度为570℃,保温时间为30min。

4. 根据权利要求1所述的一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,其特征在於:所述步骤S3中,时效温度T1为120-140℃,Rheat为20-80℃/h,时效温度T2为210-240℃。

## 一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种热处理工艺,特别涉及一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,属于金属材料及其热处理技术领域。

### 背景技术

[0002] Al-Mg-Si-Cu系铝合金具有高强度、高韧、良好的成形性及耐腐蚀性等优异性能,广泛应用于航空航天、机械制造以及移动通信等领域中;Al-Mg-Si-Cu系铝合金是在Al-Mg-Si系合金基础上增加了Cu的含量,Cu的添加可以有效提高合金的时效硬化效应和析出动力,使合金强度得到显著提高,但合金耐晶间腐蚀性会降低;随着应用领域的不断扩大及使用环境愈来愈苛刻,对Al-Mg-Si-Cu铝合金高强度以及耐腐蚀等性能也要求越来越高。

[0003] Al-Mg-Si-Cu系铝合金为典型的热处理强化铝合金,时效工艺是合金获得最佳综合性能关键工艺之一,合金经过固溶之后进入过饱和状态,传统T6时效工艺可使合金晶粒内部析出大量细小的弥散析出相,合金因而获得最高的强度;但是传统T6工艺周期长,另一方面,经T6单级时效处理后,合金晶界析出相呈连续分布,连续分布的析出相在腐蚀溶液中优先被溶解,使合金具有较大的晶间腐蚀敏感性。

[0004] 专利文献1:申请公布号:CN112626386A,为了改善Al-Mg-Si-Cu铝合金的耐腐蚀性能的问题,采用双级过时效工艺:160-180℃×16-24h+200-250℃×2-6h,利用第二级高温时效溶解第一级低温时效晶界连续析出相,切断腐蚀通道而提高晶间腐蚀抗力,但较长的高温保温时间促使晶内析出相粗化,导致合金强度明显下降;传统的T6、T7X工艺已无法满足对Al-Mg-Si-Cu铝合金较高的综合性能的使用要求。

### 发明内容

[0005] 本发明的目的在于提供一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,以解决上述背景技术中提出的问题。

[0006] 为实现上述目的,本发明提供如下技术方案:一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,包括以下步骤:

[0007] S1:将待处理Al-Mg-Si-Cu合金置于盐浴炉中进行高温固溶处理;

[0008] S2:Al-Mg-Si-Cu合金出炉后立即水淬处理至20-25℃,淬火转移时间低于15s;

[0009] S3:Al-Mg-Si-Cu铝合金经过固溶、水淬处理后,将合金置于一定温度T1时效炉中,再以Rheat升温速率加热至终止时效温度T2,再水淬至20-25℃。

[0010] 作为本发明的一种优选技术方案,所述步骤S1中,Al-Mg-Si-Cu合金为经过热挤压后的合金,合金元素组成按质量百分比构成如下,Mg:0.8-1.1%,Si:0.6-0.9%,Cu:0.6-0.9%,Fe:≤0.35%,Mn:0.05-0.10%,Zn:≤0.12%,Ti:≤0.04%,V:≤0.02%,除以上标明的元素成分外,其余金属及非金属杂质元素的总含量不超过0.1%,余量为Al。

[0011] 作为本发明的一种优选技术方案,所述步骤S1中,高温固溶处理的温度为570℃,保温时间为30min。

[0012] 作为本发明的一种优选技术方案,所述步骤S3中,时效温度T1为120-140℃,Rheat为20-80℃/h,时效温度T2为210-240℃。

[0013] 与现有技术相比,本发明的有益效果是:

[0014] 1.本发明一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺,本发明中通过高温固溶处理,使Al-Mg-Si-Cu铝合金残余相充分固溶,提升基体的过饱和度,通过调节连续升温时效过程中的升温速率、起始及终止时效温度,缩短Al-Mg-Si-Cu铝合金在高温阶段的保留时间,在熔断晶界连续析出相的同时控制析出相的粗化行为;本发明能在提升合金的耐腐蚀性能的同时,合金强度接近T6态,避免了合金经过传统双级过时效工艺(如T7X)之后,出现强度过度损失的问题,本发明缩短Al-Mg-Si-Cu铝合金热处理周期,降低能耗,可用于制备电子产品结构件。

### 附图说明

[0015] 图1为本发明一种高强Al-Mg-Si-Cu铝合金的短周期热处理工艺的工艺流程图;

[0016] 图2为经过对比例1热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀测试结果图;

[0017] 图3为经过对比2热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀测试结果图;

[0018] 图4为经过实施例14热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀测试结果图;

[0019] 图5为经过实施例与对比例热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的电化学特性测试结果图;

[0020] 图6为经过对比例1热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金晶界TEM形貌;

[0021] 图7为经过实施例14热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金晶界TEM形貌;

[0022] 图8为表实施例和对比例中处理后的Al-Mg-Si-Cu合金拉伸性能测试结果显示表。

### 具体实施方式

[0023] 下面将结合本发明实施例中的附图,对本发明实施例中的技术方案进行清楚、完整地描述,显然,所描述的实施例仅仅是本发明一部分实施例,而不是全部的实施例。基于本发明中的实施例,本领域普通技术人员在没有做出创造性劳动前提下所获得的所有其他实施例,都属于本发明保护的范围。

[0024] 请参阅图1-8,本发明提供了一种提高Al-Mg-Si-Cu铝合金耐蚀性的短周期热处理工艺的技术方案:

[0025] S1:将待处理Al-Mg-Si-Cu合金置于盐浴炉中进行高温固溶处理。

[0026] S2:Al-Mg-Si-Cu合金出炉后立即水淬处理至20-25℃,淬火转移时间低于15s。

[0027] S3:Al-Mg-Si-Cu铝合金经过固溶、水淬处理后,将合金置于起始时效温度为T1的时效炉中,再以Rheat升温速率加热至终止时效温度T2,再水淬至20-25℃。

[0028] 本发明步骤1所述的一种高强Al-Mg-Si-Cu铝合金,优选为经过热挤压后的合金,合金元素组成按质量百分比构成如下:

[0029] Mg:0.8-1.1%,Si:0.6-0.9%,Cu:0.6-0.9%,Fe:≤0.35%,Mn:0.05-0.10%,Zn:

$\leq 0.12\%$ , Ti:  $\leq 0.04\%$ , V:  $\leq 0.02\%$ , 除以上标明的元素成分外, 其余金属及非金属杂质元素的总含量不超过0.1%, 余量为Al。

[0030] 本发明步骤S1采用的高温固溶处理为570℃保温30min, 使得Al-Mg-Si-Cu铝合金基体中残余相充分固溶, 同时避免合金过烧问题。

[0031] 本发明步骤S1中, 所述的高温固溶处理是在盐浴炉中进行的, 所述盐浴炉为本领域已知的热处理炉。

[0032] 本发明步骤S2中采用水淬方式快速冷却固溶后的Al-Mg-Si-Cu铝合金, 获得均匀过饱和固溶体。

[0033] 本发明步骤S3中起始时效温度为120-140℃, 合金在低温时效阶段析出细小的纳米析出相。

[0034] 本发明步骤S3中采用线性升温速率(升温速率区间为20-80℃/h), 使得Al-Mg-Si-Cu铝合金在升温过程中达到基体中析出细小沉淀相和晶界析出相呈断续分布的效果。

[0035] 本发明步骤S3中的终止时效温度为210-240℃, 控制终止时效温度, 避免析出相粗化的同时, 也为晶界连续析出相熔断提供相应时间准备, 从而保证合金良好的耐腐蚀性能。

[0036] 本发明步骤S3中合金到终止时效温度后, 取出样品立即水淬, 避免沉淀相粗化。

[0037] 本发明步骤S3中, 所述的时效处理是在时效油浴炉中进行的, 所述时效油浴炉为本领域已知的热处理炉。

[0038] 根据本发明的实施方式, 步骤S3中起始时效温度为120-140℃, 例如120、130、140℃

[0039] 根据本发明的实施方式, 步骤S3中, 线性升温速率为20-80℃/h, 例如20℃/h、30℃/h、40℃/h、60℃/h、80℃/h, 通过升温速率来调整热处理周期。

[0040] 根据本发明的实施方式, 步骤S3中的终止时效温度为210-240℃, 例如210℃、220℃、230℃、240℃。

[0041] 实施方式中所使用的实验方法如无需特殊说明, 均为常规方法; 下述实施例中所用的试剂、材料等, 如无特殊说明, 均可从商业途径获取。

[0042] 对比例1:

[0043] 采用传统的T6时效工艺对Al-Mg-Si-Cu铝合金, 成分为Mg:0.95%, Si:0.69%, Cu:0.68%, Fe:0.10%, Mn:0.09%, Zn:0.035%, Ti:0.018%, V:0.012%, 余量Al。厚度为9mm挤压板材进行热处理, 工艺过程如下: 进行高温固溶处理, 工艺为570℃×30min(在盐浴炉中570℃保温30min), 保温到时时, 采用快速水淬进行冷却; 随后进行T6时效工艺: 191℃×4h(在时效炉中191℃保温4h), 保温到时时, 出炉快速水冷。

[0044] 对比例2:

[0045] 采用传统的T74双级过时效工艺对Al-Mg-Si-Cu铝合金, 成分为Mg:0.95%, Si:0.69%, Cu:0.68%, Fe:0.10%, Mn:0.09%, Zn:0.035%, Ti:0.018%, V:0.012%, 余量Al。厚度为9mm挤压板材进行热处理, 工艺过程如下: 进行高温固溶处理, 工艺为570℃×30min(在盐浴炉中570℃保温30min), 保温到时时, 采用快速水淬进行冷却; 随后进行T74双级过时效工艺: 一级时效为191℃×2h(在时效炉中191℃保温2h), 二级时效为220℃×2h(在时效炉中220℃保温2h), 一级时效完成后, 立即进行二级时效, 二级时效保温到时时, 出炉快速水冷。

[0046] 实施例1:是按以下步骤完成的:

[0047] (1) 将待处理Al-Mg-Si-Cu合金置于盐浴炉中进行高温固溶处理。

[0048] (2) Al-Mg-Si-Cu合金出炉后立即水淬处理至20-25℃,淬火转移时间低于15s。

[0049] (3) Al-Mg-Si-Cu铝合金经过固溶、水淬处理后,将合金置于起始时效温度为120℃的时效炉中,再以20℃/h升温速率加热至终止时效温度210,再水淬至20-25℃。

[0050] 实施例2:本实施方式与实施例1不同点是:步骤三所用的起始时效温度为140℃,终止时效温度为220℃,其它步骤与具体实施1相同。

[0051] 实施例3:本实施方式与实施例2不同点是:步骤三所用的终止时效温度为230℃,其它步骤与具体实施2相同。

[0052] 实施例4:本实施方式与实施例3不同点是:步骤三所用的终止时效温度为240℃,其它步骤与具体实施3相同。

[0053] 实施例5:本实施方式与实施例4不同点是:步骤三所用的升温速率为30℃/h,起始时效温度为140℃,终止时效温度为210℃,其它步骤与具体实施4相同。

[0054] 实施例6:本实施方式与实施例5不同点是:步骤三所用的起始时效温度为120℃,终止时效温度为220℃,其它步骤与具体实施5相同。

[0055] 实施例7:本实施方式与实施例6不同点是:步骤三所用的终止时效温度为230℃,其它步骤与具体实施6相同。

[0056] 实施例8:本实施方式与实施例7不同点是:步骤三所用的终止时效温度为240℃,其它步骤与具体实施7相同。

[0057] 实施例9:本实施方式与实施例8不同点是:步骤三所用的升温速率为40℃/h,终止时效温度为210℃,其它步骤与具体实施8相同。

[0058] 实施例10:本实施方式与实施例9不同点是:步骤三所用的终止时效温度为220℃,其它步骤与具体实施9相同。

[0059] 实施例11:本实施方式与实施例10不同点是:步骤三所用的终止时效温度为230℃,其它步骤与具体实施10相同。

[0060] 实施例12:本实施方式与实施例11不同点是:步骤三所用的终止时效温度为240℃,其它步骤与具体实施11相同。

[0061] 实施例13:本实施方式与实施例12不同点是:步骤三所用的升温速率为60℃/h,终止时效温度为210℃,其它步骤与具体实施12相同。

[0062] 实施例14:本实施方式与实施例13不同点是:步骤三所用的终止时效温度为220℃,其它步骤与具体实施13相同。

[0063] 实施例15:本实施方式与实施例14不同点是:步骤三所用的终止时效温度为230℃,其它步骤与具体实施14相同。

[0064] 实施例16:本实施方式与实施例15不同点是:步骤三所用的终止时效温度为240℃,其它步骤与具体实施15相同。

[0065] 实施例17:本实施方式与实施例16不同点是:步骤三所用的升温速率为80℃/h,终止时效温度为210℃,其它步骤与具体实施16相同。

[0066] 实施例18:本实施方式与实施例17不同点是:步骤三所用的终止时效温度为220℃,其它步骤与具体实施17相同。

[0067] 实施例19:本实施方式与实施例18不同点是:步骤三所用的终止时效温度为230℃,其它步骤与具体实施18相同。

[0068] 实施例20:本实施方式与实施例19不同点是:步骤三所用的终止时效温度为240℃,其它步骤与具体实施19相同。

[0069] 下面结合实施例来详细说明本发明。

[0070] 实施例14:Al-Mg-Si-Cu铝合金的化学成分组成按质量百分比构成如下:,成分为Mg:0.95%,Si:0.69%,Cu:0.68%,Fe:0.10%,Mn:0.09%,Zn:0.035%,Ti:0.018%,V:0.012%,余量Al,其短周期热处理工艺是按以下步骤完成的:

[0071] 将待处理Al-Mg-Si-Cu合金置于盐浴炉中进行高温固溶处理,工艺为570℃×30min(在盐浴炉中570℃保温30min);固溶保温到后立即水淬处理至20-25℃,淬火转移时间低于15s;再将合金置于起始时效温度为120℃的时效炉中,再以60℃/h升温速率加热至终止时效温度220℃,再水淬至20-25℃,完成热处理。

[0072] 附图8的表格为上述实施例和对比例中处理后的Al-Mg-Si-Cu合金拉伸性能测试结果,其中抗拉强度、屈服强度和延伸率是按照GB/T228.1-2010《金属材料拉伸试验第1部分:室温试验方法》采用MTS8100电子万能试验机对热处理后试样进行拉伸试验,万能拉伸试验机拉伸速率2mm/min,每组测试3个试样后取平均值。

[0073] 从附图8的表格可以看出,对比例1经过T6时效后Al-Mg-Si-Cu铝合金抗拉强度、屈服强度、延伸率分别为406MPa、380MPa、10.6%;实施例14热处理工艺得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金,其抗拉强度、屈服强度、延伸率分别为399MPa、375MPa、13.3%,强度略低于T6态,但合金延伸率较高,更为重要的是时效时间仅为1.7h,相比T6工艺周期缩短57.5%。

[0074] 图2为经过对比例1热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀测试结果图;

[0075] 图3为经过对比例2双级过时效(T74)后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀测试结果图;

[0076] 图4为经过实施例14热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀测试结果图;

[0077] 本发明中晶间腐蚀试样按照GB/T7998-2005《铝合金晶间腐蚀测定方法,试样尺寸:40mm×25mm×2mm,试样经磨平抛光后,经酒精除油→10%NaOH溶液腐蚀去除表面氧化层→清水冲洗→30%HN03溶液出光→清水冲洗→吹干,(35±2)℃在腐蚀液(1L去离子水、57gNaCl、10mlH2O2)保温6h,试样表面积与溶液体积间的比值要小于20mm<sup>2</sup>/ml,腐蚀完成后先水洗再用30%HN03溶液对其表面的腐蚀产物进行清理,最后在垂直主变形方向的一端切去5mm,按金相试样制备方法对试样进行研磨、抛光,不经腐蚀并用金相显微镜观察垂直主变形方向的腐蚀深度。

[0078] 从图2和图3可以看出,经过T6时效后Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀最大深度为152.1μm,经过双级过时效(T74)后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀最大深度为96.4μm。

[0079] 从图4可以看出,本发明的短周期热处理后的Al-Mg-Si-Cu铝合金的晶间腐蚀最大深度为94.2μm,明显高于T6时效后Al-Mg-Si-Cu铝合金的抗晶间腐蚀性能,此外本发明的短周期热处理后的Al-Mg-Si-Cu铝合金的抗晶间腐蚀性能与T74工艺相比还略有提高。

[0080] 图5为实施例与对比例热处理后Al-Mg-Si-Cu铝合金电化学腐蚀曲线,表2为相应的电化学特征值;电化学特性测试试样工作面积 $1\text{cm}^2$ ,参比电极为饱和甘汞电极,介质采用3.5%NaCl溶液,开始电压为-1.2V,终止电压为-0.2V,扫面速率为 $0.001\text{V/S}$ ,得到相应的自腐蚀电位( $E_{\text{corr}}$ )和自腐蚀电流( $I_{\text{corr}}$ )。合金腐蚀速率与腐蚀电流密度成正相关,即 $I_{\text{corr}}$ 越大,腐蚀速率越高,合金耐蚀性越低;从图5及表2可以看出所有实施例的 $I_{\text{corr}}$ 均比对比例1要小,经过本发明的短周期热处理后的Al-Mg-Si-Cu铝合金均获得较好的耐蚀性。

[0081] 图6为经过对比例1热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金晶界TEM形貌;

[0082] 图7为经过实施例4热处理工艺后得到的Al-Mg-Si-Cu铝合金晶界TEM形貌;

[0083] 本发明中合金热处理后经机械减薄至 $50\mu\text{m}$ 左右,获取透射电子显微镜观察用的薄片,再用冲样机冲成若干 $3\text{mm}$ 的圆片,在DJ3000制冷型电解双喷减薄仪上进行减薄穿孔,电解液为硝酸甲醇溶液(硝酸、甲醇的体积比为3:7),电解温度控制在 $-25^\circ\text{C}$ 以下,电解电压为13-15V,电流为110-130mA,减薄后立即用充分的酒精清洗,用FEITecnai20透射电镜观察合金的晶内和晶界的析出相大小以及分布。

[0084] 从图6中可以看出,经过T6时效后Al-Mg-Si-Cu铝合金PFZ宽度较大为 $138.3\text{nm}$ ,晶界析出相分布密集,且析出相间距较小,腐蚀通道宽且较为连续,因此晶间腐蚀倾向较大。

[0085] 从图7中可以看出,本发明的短周期热处理后的Al-Mg-Si-Cu铝合金晶界析出相间隔增大,晶间析出相尺寸减小,PFZ宽度较窄,仅为 $93.8\text{nm}$ ,腐蚀通道被切断,PFZ宽度使得腐蚀路径变窄,合金抗晶间腐蚀能力增强。

[0086] 本发明的短周期热处理工艺可有效缩小合金晶界PFZ宽度,晶界析出相数量减少、分布间距增大,增加了晶间腐蚀电阻;同时减小合金晶内与晶界本体成分差异,电化学电位有所降低,导致合金表现出较好的抗晶间腐蚀能力。

[0087] 本发明通过调节连续升温时效过程中的升温速率、起始与终止时效温度,缩短Al-Mg-Si-Cu铝合金在高温阶段的保留时间,在熔断晶界连续析出相的同时控制析出相的粗化行为;本发明能在提升合金的耐腐蚀性能的同时,合金强度接近T6态,避免了合金经过双级时效工艺(如T7X)之后,出现强度过度损失的问题;本发明缩短Al-Mg-Si-Cu铝合金热处理周期,降低能耗,可用于制备电子产品结构件。

[0088] 在本发明的描述中,需要理解的是,指示的方位或位置关系为基于附图所示的方位或位置关系,仅是为了便于描述本发明和简化描述,而不是指示或暗示所指的装置或元件必须具有特定的方位、以特定的方位构造和操作,因此不能理解为对本发明的限制。

[0089] 在本发明中,除非另有明确的规定和限定,例如,可以是固定连接,也可以是可拆卸连接,或成一体;可以是机械连接,也可以是电连接;可以是直接相连,也可以通过中间媒介间接相连,可以是两个元件内部的连通或两个元件的相互作用关系,除非另有明确的限定,对于本领域的普通技术人员而言,可以根据具体情况理解上述术语在本发明中的具体含义。

[0090] 尽管已经示出和描述了本发明的实施例,对于本领域的普通技术人员而言,可以理解在不脱离本发明的原理和精神的情况下可以对这些实施例进行多种变化、修改、替换和变型,本发明的范围由所附权利要求及其等同物限定。



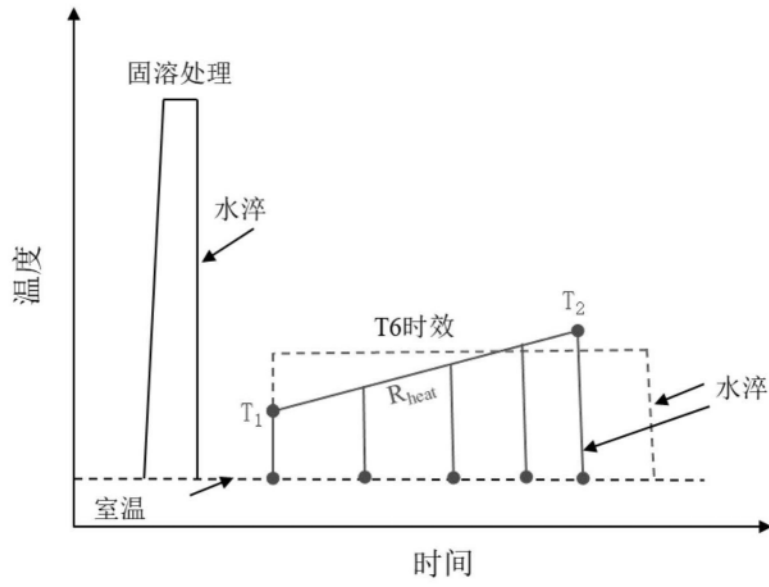


图1

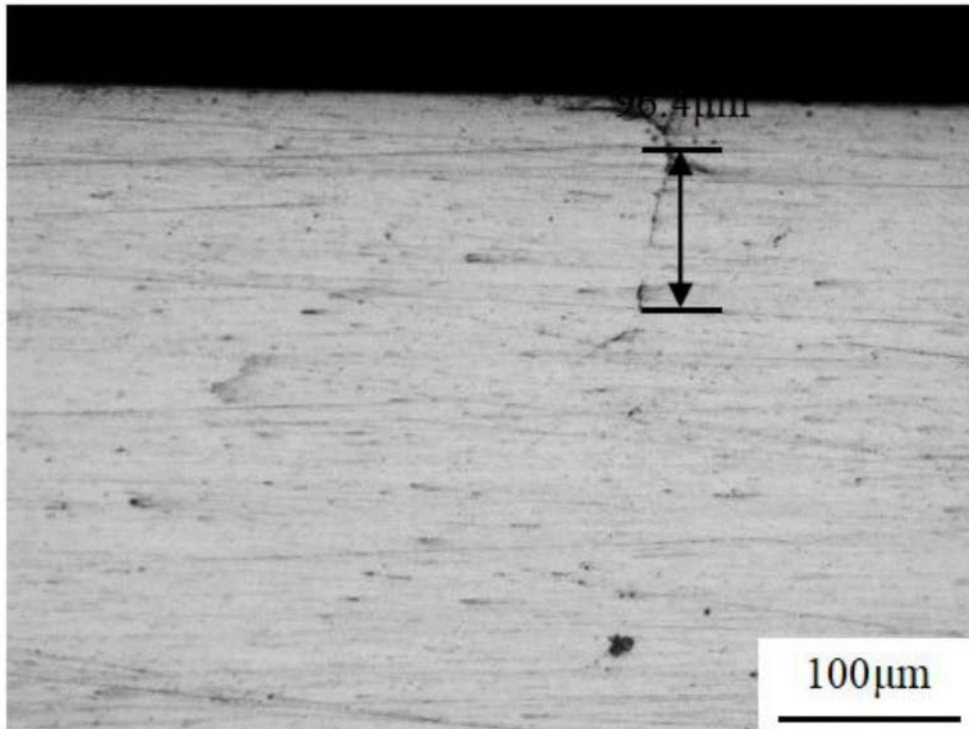


图2

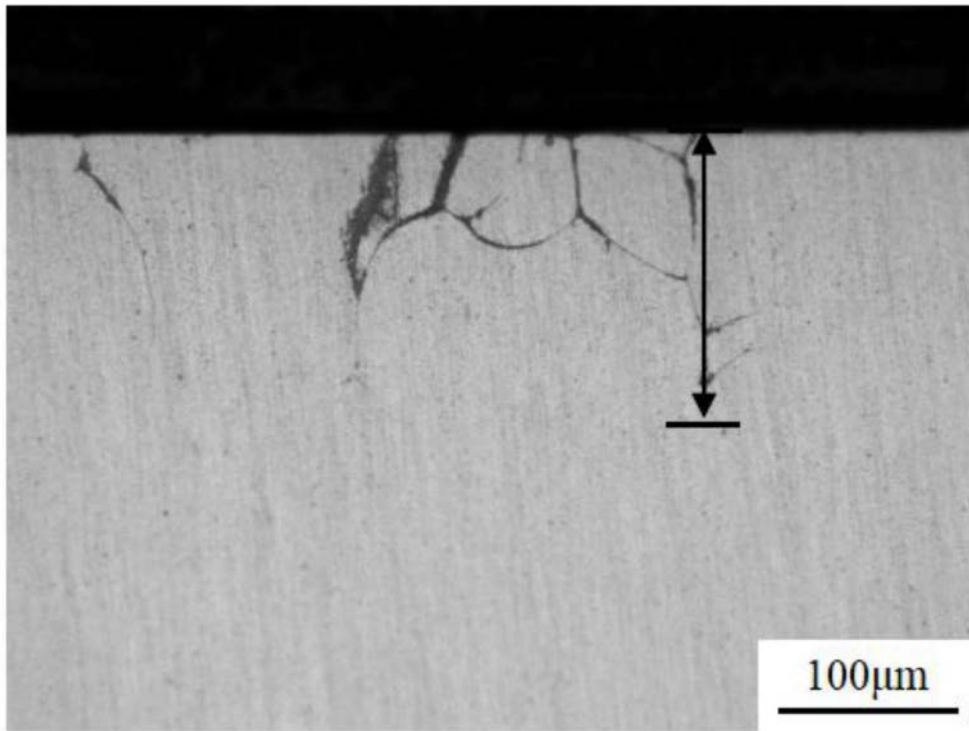


图3

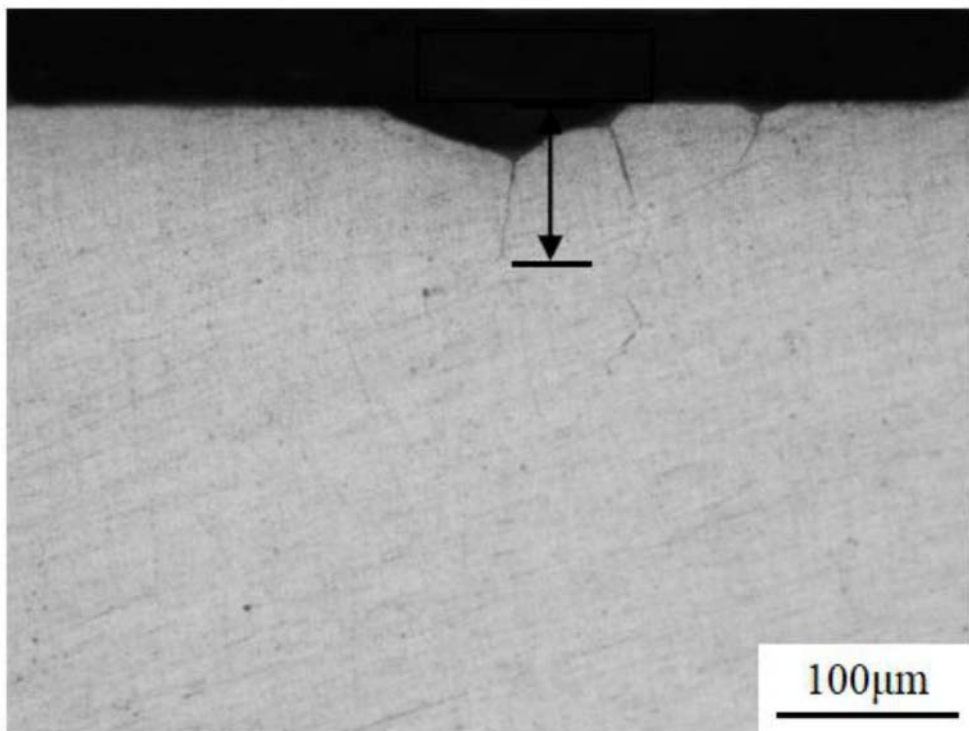


图4

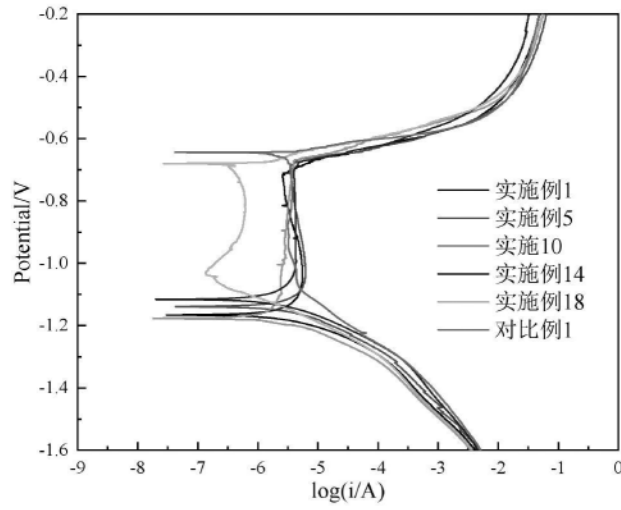


图5

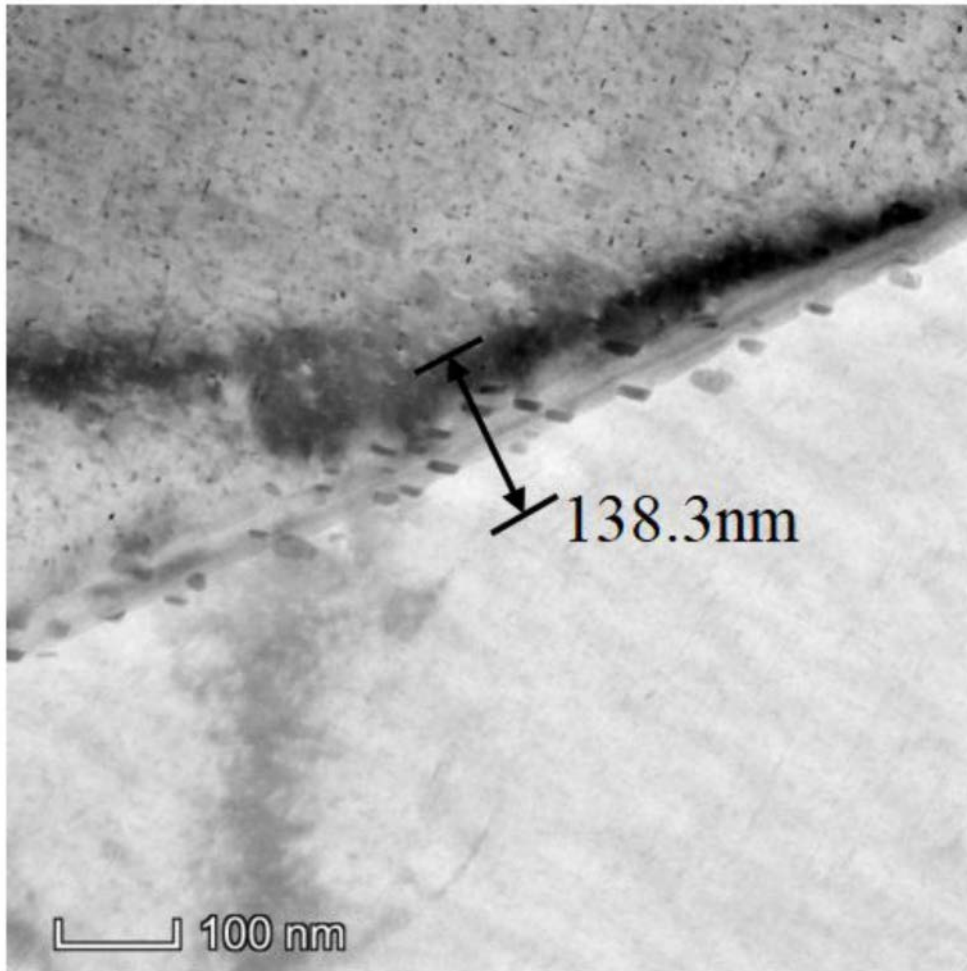


图6

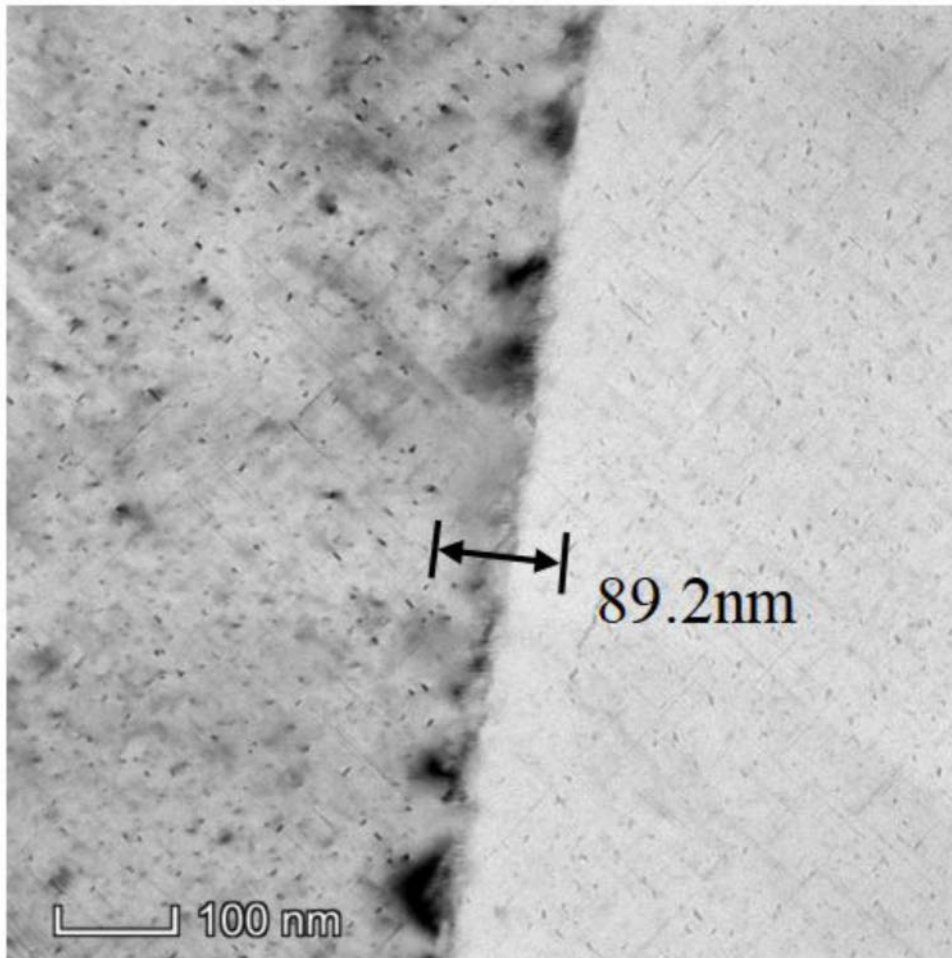


图7

方案	升温速率(°C/h)	起始时效温度(°C)	终止时效温度(°C)	时效时间(h)	抗拉强度(MPa)	屈服强度(MPa)	延伸率(%)
对比例 1	-	191	191	4.0	406	380	10.6
对比例 2	-	191	220	4.0	374	352	8.9
实施例 1	20	140	210	3.5	386	345	12.0
实施例 5	30	140	210	2.3	392	342	14.2
实施例 10	40	120	220	2.5	393	356	13.7
实施例 14	60	120	220	1.7	399	375	13.3
实施例 18	80	120	230	1.4	387	363	13.5

图8