



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 109778032 A

(43)申请公布日 2019.05.21

(21)申请号 201811568759.4

(22)申请日 2018.12.24

(71)申请人 中国航发北京航空材料研究院  
地址 100095 北京市海淀区温泉镇环山村

(72)发明人 李国爱 吴秀亮 郝敏 雷越  
陆政

(74)专利代理机构 北京安博达知识产权代理有限公司 11271

代理人 徐国文

(51) Int. Cl.

C22C 21/10(2006.01)

C22F 1/053(2006.01)

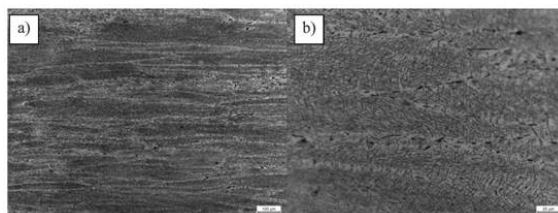
权利要求书1页 说明书5页 附图2页

(54)发明名称

一种铝合金板材的制备方法

(57)摘要

本发明一种铝合金板材的制备方法,该铝合金含重量百分比计的下述成分:Zn 8.0~12.0%,Cu 1.0~6.5%,Li 1.4~1.80%,Mg 0.2~3.5%,Mn 0.10~1.30%,以及Zr 0.02~0.25%,Sc 0.05~0.35%,Ag 0.2~0.8%,Er 0.10~0.25%中的任意1~4种,Si≤0.15%,Fe≤0.15%,Ti≤0.10%,其它杂质单个≤0.05%,总量≤0.15%,余量为Al。该法包括:在轧制过程中将板材快速冷却后轧制变形,使该板材在热轧过程中快速通过“魏氏体”析出,并通过中温轧制引入变形储能,使板材在后续的固溶处理中以粗大残余第二相为核心发生一定的再结晶,消除铸锭“遗传”导致的原始晶界,获得晶界“纯净”的组织特征,从而提高铝合金的综合性能。本发明提供的方法适用于航空、航天、兵器领域的铝合金厚板。



1. 一种铝合金板材的制备方法,其特征在于,将合金热轧、快速冷却、二次轧制、固溶淬火、预拉伸和人工时效处理;

按重量百分比计,该合金含:Zn 8.0~12.0%,Cu 1.0~6.5%,Li 1.4~1.80%,Mg 0.2~3.5%,Mn 0.10~1.30%,以及Zr 0.02~0.25%,Sc 0.05~0.35%,Ag 0.2~0.8%,Er 0.10~0.25%中的任意1~4种, $Si \leq 0.15\%$ , $Fe \leq 0.15\%$ , $Ti \leq 0.10\%$ ,其它杂质单个 $\leq 0.05\%$ ,总量 $\leq 0.15\%$ ,余量为Al。

2. 如权利要求1所述的一种铝合金板材的制备方法,其特征在于,所述合金成分为:Zn 8.0%,Cu 3.5%,Li 1.70%,Mg 0.38%,Mn 0.44%,以及Zr 0.10%,Sc 0.10%,Ag 0.35%,Er 0.10%中的任意1~4种, $Si 0.06\%$ , $Fe 0.08\%$ , $Ti 0.06\%$ ,其它杂质单个 $\leq 0.05\%$ ,总量 $\leq 0.15\%$ ,余量为Al。

3. 如权利要求1所述的一种铝合金板材的制备方法,其特征在于:

3.1所述热轧处理包括:热轧于380℃~560℃下加热炉加热的坯材,至预定变形量的75%~90%;

3.2所述快速冷却处理包括:,用乳液、喷淋或高速空气喷吹以不低于0.5℃/s的冷却速度将热轧板材冷却至150℃~320℃;

3.3所述二次轧制处理包括:轧制板材,至达到预定厚度,然后空冷至室温,其中每一轧制道次的变形量5%至20%,;

3.4所述固溶淬火处理包括:用室温水对450℃~550℃的板材固溶淬火;

3.5所述预拉伸处理包括:在4h之内板材预拉伸至变形量为0.5~6.5%;

3.6所述人工时效处理包括:单级人工时效温度110℃~175℃或一级时效温度90℃~125℃和二级时效温度140~170℃的双级时效。

4. 如权利要求1所述的一种铝合金板材的制备方法,其特征在于:

所述热轧处理的温度为510℃;

所述快速冷却处理停止冷却温度为250℃;

所述固溶淬火处理的温度为500℃;

所述人工时效处理,单级时效温度为135℃;双级时效:一级时效温度110℃,二级时效温度160℃。

5. 如权利要求3所述的一种铝合金板材的制备方法,其特征在于,所述步骤3.1中轧制预定变形量为80%时停止。

6. 如权利要求3所述的一种铝合金板材的制备方法,其特征在于,所述步骤3.2中快速冷却的冷却速度为0.5℃/s。

7. 如权利要求3所述的一种铝合金板材的制备方法,其特征在于,所述步骤3.3中二次轧制时每一轧制道次的变形量为15%。

8. 如权利要求3所述的一种铝合金板材的制备方法,其特征在于,所述步骤3.5中预拉伸处理的拉伸变形量为5%。

## 一种铝合金板材的制备方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种板材的制备方法,具体涉及一种铝合金板材的制备方法。

### 背景技术

[0002] 随着航空航天领域高可靠、高减重需求的不断发展,通过增加合金化元素的含量以及相应的制备方法来获得高综合性能的铝合金已经成为发展的趋势。为了实现这一目标,国内外在开展大量新型热处理方法(T77\T78等)研究的同时,还采取提高合金化元素含量来提高合金综合性能的研究。然而,随着合金化元素含量的提高,合金强度提升的同时,铸态共晶组织均匀化时转变成大量的大尺寸残余第二相,同时热轧后缓冷过程中晶内析出大量“魏氏体”组织,这些组织具有强烈的“遗传”效应,很难在后续的固溶、时效过程中完全消除,从而导致合金的塑性、断裂韧度、腐蚀性能等综合性能恶化,无法满足使用需求,直接影响了合金的应用。

[0003] 本发明针对高合金含量铝合金板材在晶界存在大量难以消除的大尺寸残余第二相以及晶界、亚晶界上存在的大尺寸片状“魏氏体”组织从而影响合金综合性能的问题,通过轧制过程中的快速冷却+控温轧制等方法,结合后续的固溶处理,一方面抑制了大尺寸“魏氏体”的析出,另一方面通过残余第二相为核心的再结晶,将晶界/亚晶界上分布的残余第二相转变为晶内分布,从而在不降低合金强度的同时,大幅度提高合金的断裂韧度、塑性、耐蚀性能,获得具有优良综合性能的产品。

### 发明内容

[0004] 本发明的目的是:

[0005] 提出一种铝合金板材的制备方法,通过该方法,可使合金板材在强度不降低的情况下,塑性、断裂韧度、腐蚀性能、疲劳性能等综合性能获得较大提升。

[0006] 本发明的技术方案是:

[0007] 一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于,将合金热轧、快速冷却、二次轧制、固溶淬火、预拉伸和人工时效处理;按重量百分比计,该合金含:Zn 8.0~12.0%,Cu 1.0~6.5%,Li 1.4~1.80%,Mg 0.2~3.5%,Mn 0.10~1.30%,以及Zr 0.02~0.25%,Sc 0.05~0.35%,Ag 0.2~0.8%,Er 0.10~0.25%中的任意1~4种,Si $\leq$ 0.15%,Fe $\leq$ 0.15%,Ti $\leq$ 0.10%,其它杂质单个 $\leq$ 0.05%,总量 $\leq$ 0.15%,余量为Al。

[0008] 优选的一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于,所述合金成分为:Zn 8.0%,Cu 3.5%,Li 1.70%,Mg 0.38%,Mn 0.44%,以及Zr 0.10%,Sc 0.10%,Ag 0.35%,Er 0.10%中的任意1~4种,Si 0.06%,Fe 0.08%,Ti 0.06%,其它杂质单个 $\leq$ 0.05%,总量 $\leq$ 0.15%,余量为Al。

[0009] 优选的一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于:

[0010] 3.1所述热轧处理包括:热轧于380℃~560℃下加热炉加热的坯材,至预定变形量的75%~90%;

[0011] 3.2所述快速冷却处理包括：,用乳液、喷淋或高速空气喷吹以不低于0.5℃/s的冷却速度将热轧板材冷却至150℃~320℃；

[0012] 3.3所述二次轧制处理包括：轧制板材,至达到预定厚度,然后空冷至室温,其中每一轧制道次的变形量5%至20%,；

[0013] 3.4所述固溶淬火处理包括：用室温水对450℃~550℃的板材固溶淬火；

[0014] 3.5所述预拉伸处理包括：在4h之内板材预拉伸至变形量为0.5~6.5%；

[0015] 3.6所述人工时效处理包括：单级人工时效温度110℃~175℃或一级时效温度90℃~125℃和二级时效温度140~170℃的双级时效。

[0016] 优选的一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于：

[0017] 所述热轧处理的温度为510℃；

[0018] 所述快速冷却处理停止冷却温度为250℃；

[0019] 所述固溶淬火处理的温度为500℃；

[0020] 所述人工时效处理,单级时效温度为135℃；双级时效：一级时效温度110℃,二级时效温度160℃。

[0021] 进一步的一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于,所述步骤3.1中轧制预定变形量为80%时停止。

[0022] 进一步的一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于,所述步骤3.2中快速冷却的冷却速度为0.5℃/s。

[0023] 进一步的一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于,所述步骤3.3中二次轧制时每一轧制道次的变形量为15%。

[0024] 进一步的一种铝合金板材的制备方法,其改进之处在于,所述步骤3.5中预拉伸处理的拉伸变形量为5%。

[0025] 与最接近的现有技术相比,本发明提供的技术方案具有以下优异效果：

[0026] 1、本发明提供的技术方案可以大幅度改善合金特别是高合金含量铝合金板材的综合性能,使合金强度不降低的同时,具备优良的疲劳、断裂、耐腐蚀等性能；

[0027] 2、本发明提供的技术方案包括快速冷却、控温轧制和铝合金板材制备过程中的程序,方法简单可行,工业化可实施性强；

[0028] 3、本发明提供的技术方案通过快速冷却+控温轧制的方式,使大尺寸“魏氏体”以及残余第二相在晶界“遗传”的问题得到了解决,扩大了铝合金成分设计与制备的窗口,使高合金含量铝合金板材的工业化制备成为可行。

## 附图说明

[0029] 图1为经过热轧的80mm板材纵截面高倍组织形貌

[0030] 图2为经过热轧,乳液冷却,二次热轧的80mm板材纵截面高倍组织形貌

[0031] 图3为经过热轧,固溶淬火+预拉伸+时效处理的80mm板材纵截面高倍组织形貌

[0032] 图4为经过热轧,乳液冷却,二次热轧,固溶淬火+预拉伸+时效处理的80mm板材纵截面高倍组织形貌

## 具体实施方案

[0033] 下面结合具体实施例对本发明作进一步的说明,但本发明并不局限于下述实施例。

[0034] 实施例一

[0035] 采用本发明提供的方法将按重量百分比计的厚度为400mm的铝合金扁锭:Cu 3.5%,Li 1.7%,Mg 0.38%,Zn 8.0%,Mn 0.44%,Ag 0.35%,Zr 0.10%,Ti 0.06%,Si 0.06%,Fe 0.08%,余量为Al,在 $510\pm 15^{\circ}\text{C}$ 温度下加热,后出炉热轧,轧制到95mm时乳液快速冷却至 $250\sim 300^{\circ}\text{C}$ ,其中以每道次压下量为8%的变形量轧制到80mm。将轧制的板材固溶淬火( $500^{\circ}\text{C}\sim 540^{\circ}\text{C}/8\text{h}$ ,室温水淬火)+预拉伸处理(预拉伸变形量3%~7%)+人工时效处理(时效方法 $135^{\circ}\text{C}\sim 165^{\circ}\text{C}/10\sim 20\text{h}$ )分别从热轧板材以及固溶时效处理后的板材上取样,观察高倍组织,并与正常轧制的板材进行对比,结果如图1、图2、图3、图4所示。随后,测量时效处理后板材不同方向的拉伸、断裂韧度( $K_{IC}$ )以及晶间、剥落、抗应力腐蚀性能(C环)以及疲劳裂纹扩展速率( $da/dN$ ),结果如表1所示。

[0036] 其中表中备注:

[0037] ①拉伸性能表征材料强度、塑性的指标,按照GB/T 228标准测量,其中L向试样代表沿轧制方向(长度方向)取样;LT向代表垂直于轧制方向(宽度方向)取样;ST向代表沿厚度方向取样;

[0038] ②断裂韧度表征材料抗断裂能力的指标,按照GB/T 4161标准测量,其中 $K_{IC}$ 为裂纹尖端附近的应力状态处于平面应变状态,且裂纹尖端塑性变形受到约束时,材料对裂纹扩展的抗力,单位为 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ;T-L代表断裂韧度试样的加载方向为垂直于T向(即板材宽度方向)加载,裂纹扩展方向沿L向(即板材长度方向)扩展;

[0039] ③疲劳裂纹扩展速率表征材料抗疲劳损伤性能的指标,按照GB/T 6398标准测量,其中AK为强度应力因子范围;T-L代表疲劳裂纹扩展速率试样中的加载方向为垂直于T向(即板材宽度方向)加载,裂纹扩展方向沿L向(即板材长度方向)扩展;

[0040] ④抗应力腐蚀性能表征材料在外部拉应力以及腐蚀环境下的耐腐蚀性能,按照GB/T 15970.5标准测量,S-L方向代表加载方向为垂直于S向(即板材厚度方向)加载,应力腐蚀裂纹扩展方向沿L向(即板材长度方向)扩展;

[0041] ⑤剥落腐蚀是表征材料腐蚀环境下层间剥落性能的指标,按照GB/T 22639标准测量,FA代表表面明显的起层,并穿入金属;EB为表面严重分层,穿入到金属深处。

[0042] 可以发现通过本发明的方法处理后,厚板内的在热轧过程中不会析出大尺寸“魏氏体”组织,固溶时效处理后围绕粗大第二相发生了再结晶,使沿晶分布的粗大第二相变为晶内分布;同时,在晶界、亚晶界位置也未观察到大尺寸片状“魏氏体”的残留,从而使厚板在强度不降低的前提下,塑性、断裂韧度、耐腐蚀性能以及疲劳裂纹扩展速率均获得显著提高,综合性能显著提升。

[0043] 表1经本发明和传统方法处理的铝合金性能比较表

[0044]

采用本发明处理的 80mm 厚板				传统方法处理的 80mm 厚板			
①拉伸性能				①拉伸性能			
取样方向	R <sub>0.2</sub> /MPa	R <sub>m</sub> /MP a	A%	取样方向	R <sub>0.2</sub> /MPa	R <sub>m</sub> /MP a	A%
L	508	560	14.4	L	496	545	10.2
LT	497	540	13.1	LT	478	539	8.3
ST	434	535	6.5	ST	427	523	2.3
②断裂韧度 K <sub>IC</sub> /MPa*m <sup>1/2</sup>				②断裂韧度 K <sub>IC</sub> /MPa*m <sup>1/2</sup>			
L-T		46.37		L-T		33.58	
T-L		33.45		T-L		27.50	
S-L		23.10		S-L		17.03	
③疲劳裂纹扩展速率				③疲劳裂纹扩展速率			

[0045]

da/dN, mm/cycle		da/dN, mm/cycle	
T-L	$\Delta K=20\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , da/dN=5.01×10 <sup>-4</sup> mm/cycle	T-L	$\Delta K=20\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , da/dN=1.01×10 <sup>-3</sup> mm/cycle
④抗应力腐蚀性能 (C 环): S-L 方向, 310MPa, 30 天未开裂		④抗应力腐蚀性能 (C 环): S-L 方向, 240MPa, 20 天开裂	
⑤剥落腐蚀等级:EA		⑤剥落腐蚀等级:EB	

[0046] 实施例二

[0047] 采用本发明提供的方法将按重量百分比计的厚度为300mm的铝合金扁锭: Zn 11.2%, Mg 2.3%, Cu 1.5%, Mn 0.2%, Sc 0.06%, Zr 0.08%, Ti 0.03%, Si 0.06%, Fe 0.10%, 余量为Al, 在420±10℃下加热后出炉热轧制到62mm时乳液快速冷却至200~300℃, 其中以每道次压下量为6~10%的变形量轧制到50mm。将轧制的板材固溶淬火(472±5℃/3h, 室温水淬火)+预拉伸处理(预拉伸变形量0.5~1.5%)+人工时效处理(时效方法120±5℃/6~20h+145~165℃/6~12h)。随后, 测量时效处理后的板材的拉伸、断裂韧度、疲劳裂纹扩展速率、剥落及抗应力腐蚀性能(C环), 结果如表2所示。

[0048] 与传统的方法比, 经本发明方法处理后, 在厚板强度不降低的前提下, 其塑性、断裂韧度、疲劳裂纹扩展速率、耐腐蚀性能获得了显著提高, 综合性能显著提升。

[0049] 表2本发明的方法和传统方法处理的铝合金的性能比较表

[0050]

采用本发明处理的厚板				采取传统方法处理的厚板			
①拉伸性能				①拉伸性能			
取样方向	R <sub>0.2</sub> /MPa	R <sub>m</sub> /MPa	A%	取样方向	R <sub>0.2</sub> /MPa	R <sub>m</sub> /MPa	A%
L	685	721	10.1	L	691	728	8.8
LT	674	715	10.3	LT	677	718	7.8
ST	643	677	5.3	ST	645	670	2.6
②断裂韧度 K <sub>IC</sub> /MPa*m <sup>1/2</sup>				②断裂韧度 K <sub>IC</sub> /MPa*m <sup>1/2</sup>			

[0051]

L-T	31.32	L-T	24.13
T-L	24.11	T-L	18.26
③ 疲劳裂纹扩展速率 da/dN, mm/cycle		③ 疲劳裂纹扩展速率 da/dN, mm/cycle	
T-L	$\Delta K=20\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , da/dN=4.35×10 <sup>-3</sup> mm/cycle	T-L	$\Delta K=20\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , da/dN=7.23×10 <sup>-2</sup> mm/cycle
④抗应力腐蚀性能 (C 环): S-L 方向, 176MPa, 30 天未开裂		④抗应力腐蚀性能 (C 环): S-L 方向, 176MPa, 15 天开裂	
⑤剥落腐蚀等级: EA		⑤剥落腐蚀等级: EB	

[0052] 通过表1和表2发现:与传统的方法比,经本发明方法处理后,在厚板强度不降低的前提下,其塑性、断裂韧度、疲劳裂纹扩展速率、耐腐蚀性能获得了显著提高,综合性能显著提升。



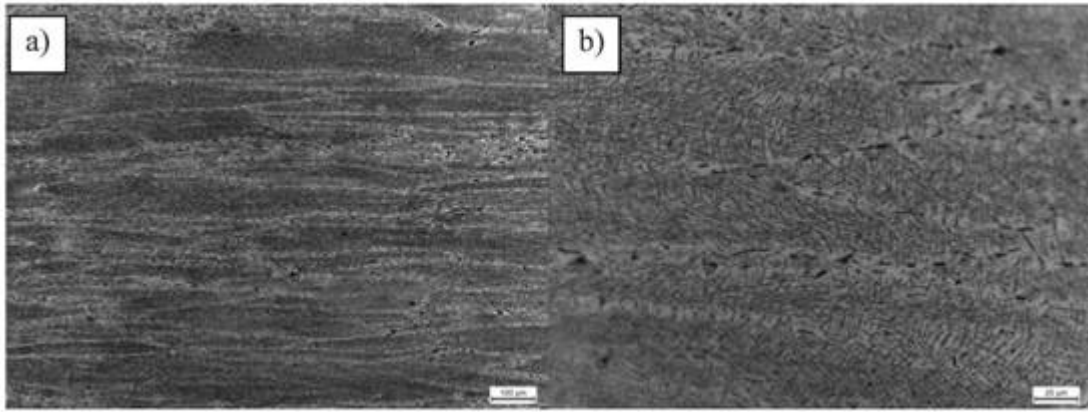


图1

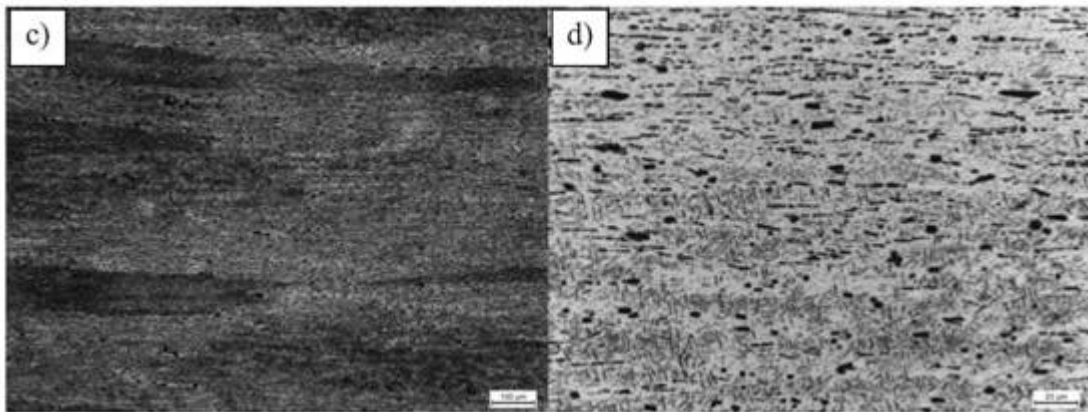


图2

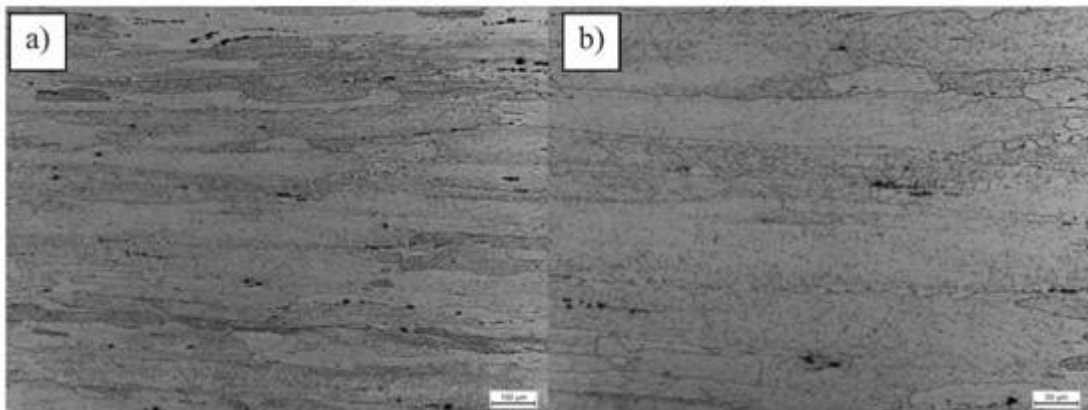


图3



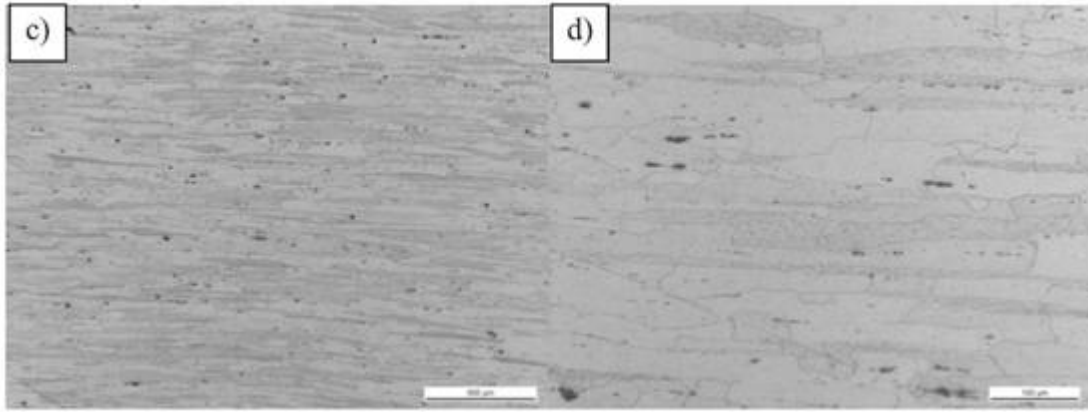


图4