



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114480984 A

(43) 申请公布日 2022.05.13

(21) 申请号 202111534311.2 *C22C 30/00* (2006.01)
(22) 申请日 2021.12.15 *C21D 8/00* (2006.01)
(71) 申请人 钢铁研究总院 *C21D 8/02* (2006.01)
地址 100081 北京市海淀区学院南路76号 *C21D 8/06* (2006.01)
申请人 华为技术有限公司 *C21D 6/02* (2006.01)
(72) 发明人 曹文全 李龙雨 蔡明 黄子昕
王存宇 俞峰 徐海峰
(74) 专利代理机构 北京华谊知识产权代理有限公司 11207
专利代理师 刘月娥
(51) Int. Cl.
C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)

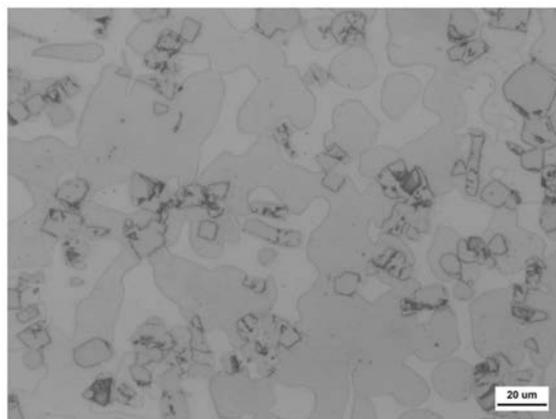
权利要求书1页 说明书4页 附图3页

(54) 发明名称

一种Ti合金化低密度高强钢及其制备方法

(57) 摘要

一种Ti合金化低密度高强钢及其制备方法,属于低密度钢技术领域。化学质量百分比为: $4.5\% \geq C \geq 1\%$, $35\% \geq Mn \geq 25\%$, $12\% \geq Al \geq 8\%$, $10\% \geq Ti \geq 1\%$, 余量为Fe和不可避免的杂质,在此基础上添加 $Mo \leq 5\%$ 、 $V \leq 5\%$ 、 $Nb \leq 0.5\%$ 、稀土微合金元素进行强化;微观组织由奥氏体基体和析出相组成,利用TiC析出相在低密度钢中起到细化晶粒作用。通过冶炼、锻造和固溶处理,利用TiC析出相的调控及细化晶粒作用,获得奥氏体基低密度钢,密度 $\leq 6.6g/cm^3$,抗拉强度 $\geq 1000MPa$ 。



1. 一种Ti合金化低密度高强钢,其特征在于,化学质量百分比为: $4.5\% \geq C \geq 1\%$, $35\% \geq Mn \geq 25\%$, $12\% \geq Al \geq 8\%$, $10\% \geq Ti \geq 1\%$,余量为Fe和不可避免的杂质,在此基础上添加 $Mo \leq 5\%$ 、 $V \leq 5\%$ 、 $Nb \leq 0.5\%$ 、稀土微合金元素进行强化;微观组织由奥氏体基体和析出相组成,利用TiC析出相在低密度钢中起到细化晶粒作用。

2. 一种权利要求1所述的Ti合金化低密度高强钢的制备方法,其特征在于,工艺步骤及控制的技术参数如下:

(1) 冶炼:采用真空感应炉或电炉+LF+VD/RH,或在以上冶炼基础上进行重熔;

(2) 铸造:采用模铸;铸坯加热包括热装热送或者放冷再加热两种分方式,加热温度为 $1100-1200^{\circ}\text{C}$,驻炉时间为2-20小时;钢坯的变形方式包括锻造或者轧制;

(3) 轧制或锻造:铸坯加热包括热装热送或者放冷再加热两种分方式,加热温度为 $1100-1200^{\circ}\text{C}$,驻炉时间为2-20小时;钢坯的变形方式包括锻造或者轧制,终锻温度或者终轧温度为 $800-1000^{\circ}\text{C}$,轧/锻后固溶处理直接达到使用状态,或者缓冷再进行离线处理;

(4) 固溶+时效:根据产品性能需要锻坯或钢板/棒进行 $900-1150^{\circ}\text{C}$ 固溶处理, $400-750^{\circ}\text{C}$ 进行时效处理。

一种Ti合金化低密度高强钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于低密度钢技术领域,尤其涉及一种Ti合金化低密度高强钢及其制备方法。

背景技术

[0002] 随着人们对装备、器件等轻量化水平要求的提高,低密度材料得到快速发展,相比于铝合金、镁合金等有色金属以及塑料等,低密度钢在成本、强度水平、制造的低碳化等方面具有明显优势。低密度钢通常通过在钢中加入C、Al、Mn等轻质合金元素来实现密度的降低,这些合金元素加入量越大密度降低的程度增加,低密度元素加入量不同时,会获得不同组织类型的低密度钢,相比于铁素体型和双相型低密度钢,奥氏体型低密度钢除了具有更低的密度,还具有低磁性等优势,在通信等领域具有良好的应用前景。

[0003] 奥氏体基体的低密度钢通常强度水平较低,对国内专利进行了调研,材料的密度、强度、塑性等不能满足本项目要求。如:中国专利公开号为:CN104711494A《低密度高塑性NiAl增强超高强度钢及制备方法》中加入0.5-1.5%C,10-30%Mn,5-12%Al和5-15%Ni元素的FeMnAlC合金实现了密度6.5-7.2g/cm³,利用NiAl相增强获得抗拉强度达到1350MPa延伸率达到10%以上。中国专利公开号为:CN106011653A高强度高韧性低密度钢及其制造方法添加0.1-0.6%C,4.5-7.5%Al,Mn+Cr+Mo+Ni+Cu之和少于10%,获得密度<7.5g/cm³且延伸率不低于18%的低密度高塑性钢。中国专利公开号为:CN104928569A公布了一种800MPa级低密度钢,钢具有铁素体+奥氏体双相组织,成分为0.25-0.5%C,0.25-4.0%Mn,3.0-7.0%Al,钢的密度可达到小于7.5g/cm³,抗拉强度>800MPa、延伸率>25%。中国专利公开号为:CN103820735A一种超高强度C-Al-Mn-Si系低密度钢及其制备方法发明了密度≤7.4g/cm³且抗拉强度≥800MPa的低密度钢,根据常规吹气冷却退火线特点,发明了0.28-1.15%C,6.9-27.6%Mn,Si0.01-2.0%,3-12%Al为主的合金体系,获得了抗拉强度≥800MPa的低密度钢。专利CN110066969A发明了一种可用于海洋平台中厚板的高耐蚀高Al含量低密度钢及其制备方法,成分为0.01-0.035%C,4.01-6.00%Al,0.01-0.2%Mn,1-3%Ni,0.01-0.3%Si,0.008-0.02%Nb,0.1-0.8%Mo,0.-0.05%Ce。海洋大气环境下耐蚀性较Corten-A耐蚀性提高50%以上,同时密度降低6%以上。

[0004] 综上所述,这些低密度钢通常在Fe-Mn-Al-C合金体系下加入质量分数≤7.5%的Al,密度通常可降低7.5%左右,同时没有发现Ti元素铁基低密度钢中作为主要合金元素使用的案例。铁基钢铁材料中,Ti元素通常作为一种微合金化元素使用,通过形成析出相达到细化晶粒和析出强化的作用,而不是利用降低密度的作用,元素含量通常小于0.1%(质量百分数)。Ti元素密度为4.54g/cm³,探索Ti元素在低密度钢中作为主合金元素降低密度的作用,对于低密度钢的发展具有重要意义。

发明内容

[0005] 本发明的目的在于提供一种Ti合金化低密度高强钢及其制备方法,解决了目前奥

氏体型低密度钢强度偏低,且在保持一定力学性能条件下降低密度难度大的问题。将Ti元素作为主要合金化元素而非微合金化使用;通过冶炼、锻造和固溶处理,利用TiC析出相的调控及细化晶粒作用,实现钢的基体组织为奥氏体,抗拉强度 $\geq 1000\text{MPa}$,同时密度 $\leq 6.6\text{g}/\text{cm}^3$ 。

[0006] 本发明的Ti合金化高强度低密度钢的化学质量百分比为: $4.5\% \geq C \geq 1\%$, $35\% \geq \text{Mn} \geq 25\%$, $12\% \geq \text{Al} \geq 8\%$, $10\% \geq \text{Ti} \geq 1\%$,余量为Fe和不可避免的杂质,在此基础上可以添加 $\text{Mo} \leq 5\%$ 、 $\text{V} \leq 5\%$ 、 $\text{Nb} \leq 0.5\%$ 、稀土等微合金元素进行强化。

[0007] Ti元素作为主合金元素用于低密度钢的合金化,利用Ti与C元素形成大量的TiC析出相,保证了轻质元素的加入量;微观组织由奥氏体基体和析出相组成,利用TiC析出相在低密度钢中起到细化晶粒作用。

[0008] 本发明所述的一种Ti合金化高强度低密度钢中的化学元素的设计原理为:

[0009] 碳:C作为奥氏体稳定化元素促使形成单相奥氏体组织,固溶在钢中的C元素起到间隙固溶强化作用,同时显著降低钢的密度,本发明中C与Ti元素形成TiC析出,起到固定Ti的作用。C元素加入量为1.0-4.5%。

[0010] 锰:Mn的加入扩大奥氏体相区,有利于室温下获得大量亚稳奥氏体,提高合金的层错能,降低 M_s 温度,抑制马氏体相变,使其在变形过程中产生密集的李晶,显著提高低密度钢的延伸率。Mn能以固溶态存在,也可以进入渗碳体中取代一部分Fe原子,还能形成硫化物,Mn含量过高易形成偏析带组织,且焊接性能下降,不利于低密度钢综合性能的改善。Mn元素微弱的降低钢的密度。为得到奥氏体基体,Mn元素含量 $\geq 25\%$ 。

[0011] 铝:Al元素不仅降低合金的密度,还提高层错能,抑制奥氏体向过渡性马氏体的转变,有利于形变李晶的形成,也容易与Fe/Mn反应生成金属间化合物,形成不可剪切的B2型脆性相,导致在相界面的位错塞积,提高加工硬化率。高锰钢中含一定的铝可显著提高钢的热变形抗力,延迟动态再结晶,使奥氏体晶粒在动态再结晶后得到细化。Al元素能显著降低钢的密度,但加入量过大将导致材料脆性增加。Al元素含量8-12%。

[0012] 钛:Ti元素密度为 $4.54\text{g}/\text{cm}^3$,其大量加入将显著降低钢的密度,Ti元素容易与C元素形成TiC析出,本发明中Ti元素作为低密度且容易形成TiC析出相的特点,通过同时加入C和Ti实现钢的低密度化,本发明中Ti元素含量为 $\text{Ti} \geq 1\%$

[0013] 另外,本发明所述的钢中,可以添加Mo、V、Nb、稀土等微合金元素进行强化,不可避免地存在以O、N、P、S为主的杂质元素,其中 $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.005\%$ 。

[0014] 本发明所述的一种Ti合金化高强度低密度钢的微观组织为奥氏体基体,其中分布TiC析出相,以及k相。

[0015] 为了达到上述发明目的,本发明公开所述的一种Ti合金化高强度低密度钢的制备方法,其依次包括步骤如下:

[0016] (1) 冶炼;采用真空感应炉或电炉+LF+VD;

[0017] (2) 铸造;采用模铸;铸坯加热包括热装热送或者放冷再加热两种分方式,加热温度为 $1100-1200^\circ\text{C}$,驻炉时间为2-20小时;钢坯的变形方式包括锻造或者轧制,终锻温度或者终轧温度为 $800-1000^\circ\text{C}$,轧/锻后固溶处理直接达到使用状态,或者缓冷再进行离线处理。

[0018] (3) 轧制或锻造;铸坯加热包括热装热送或者放冷再加热两种分方式,加热温度为

1100-1200℃,驻炉时间为2-20小时;钢坯的变形方式包括锻造或者轧制,终锻温度或者终轧温度为800-1000℃,轧/锻后固溶处理直接达到使用状态,或者缓冷再进行离线处理。

[0019] (4) 固溶(+时效):根据产品性能需要锻坯或钢板/棒进行900-1150℃固溶处理,400-750℃进行时效处理。

[0020] 较现有技术相比,本发明科学成分设计与工艺流程,获得低密度超高强度钢,与本领域之前已经公开的技术手段的区别是:

[0021] 1、本发明采用在已经具有低密度奥氏体型FeMnAlC钢种加入大量Ti元素,相对于原有奥氏体型奥氏体钢可以加入更多低密度元素C和Ti,所以显著降低钢的密度;

[0022] 2、微观组织具有奥氏体基体,大量TiN作为强化相,材料具可具有1000MPa以上的抗拉性能。

附图说明

[0023] 图1实施例含Ti钢C的金相照片图。

[0024] 图2对比钢E的金相照片图。

[0025] 图3实施例含Ti钢C的EBSD照片图。

[0026] 图4对比钢E的EBSD照片图。

[0027] 图5实施例含Ti钢C的拉伸曲线图。

具体实施方式

[0028] 为使本发明实施例的目的、技术方案和优点更加清楚,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。

[0029] 实施例

[0030] 发明钢(A、B、C、D)和对比钢(E)按表1所示的化学成分用真空感应炉冶炼钢水,真空浇铸成钢锭,钢锭在1150℃保温2小时后锻造成直径为15mm的圆棒,终锻温度为850℃,锻后灰冷至室温。试样按GB/T228进行拉伸性能评价,结果如表2所示。

[0031] 表1发明钢的化学成分

编号	C	Mn	Al	Ti	P	S	Fe	密度
A	2	30	11	1	≤ 0.015	0.005	余量	6.49
B	2	30	11	2	≤ 0.015	0.005	余量	6.48
[0032] C	2	30	11	3	≤ 0.015	0.005	余量	6.42
D	3	30	10	10	≤ 0.015	0.005	余量	6.20
E	1.1	30	10	/	≤ 0.015	0.005	余量	6.75

[0033] 试验钢经固溶处理后获得了奥氏体为基体分布一定比例TiC析出颗粒的微观组织,C钢1150℃固溶处理样品的微观组织金相照片如图1所示,由于TiC析出相的存在,加热

过程中有效阻碍晶粒长大,其晶粒尺寸明显低于同类低密度钢(对比钢E,图2所示);C钢经1150℃固溶处理样品的EBSD照片如图3所示,定义15°为大角度晶界,分析出黑色线条为奥氏体晶界,块状组织为TiC析出颗粒,基体为奥氏体。图4为不含Ti对比钢E的EBSD照片,晶粒尺寸明显粗大。C钢经1150℃固溶处理样品的拉伸曲线如图3所示,可见在密度为6.42g/cm³的情况下获得抗拉强度≥1000MPa的力学性能,同时钢的断后伸长率可达到20%以上。

[0034] 表2发明钢的热处理工艺及力学性能

钢种	工艺	力学性能			
		抗拉强度	屈服强度	断后伸长率	断面收缩率
A	1050℃×2hWQ	1298	1219	8.5	11.0
A	1100℃×2hWQ	1281	1242	14.5	15.5
A	1150℃×2hWQ	1279	1240	19.5	16.0
A	1200℃×2hWQ	1192	1066	1.5	1.0
B	1050℃×2hWQ	1244	1088	8.5	11.0
B	1100℃×2hWQ	1154	1043	20.5	19.5
B	1150℃×2hWQ	1106	987	19.0	22.0
B	1200℃×2hWQ	1153	1092	26.8	26.5
C	1050℃×2hWQ	1125	1013	10.3	23.5
C	1100℃×2hWQ	1106	1022	22.0	23.0
C	1150℃×2hWQ	1149	1041	23.5	23.5
C	1200℃×2hWQ	1174	1040	28.5	28.5

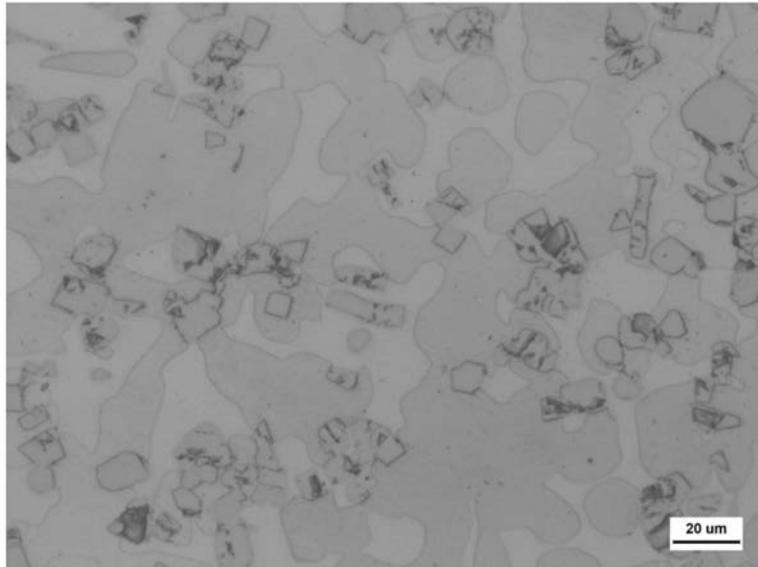


图1

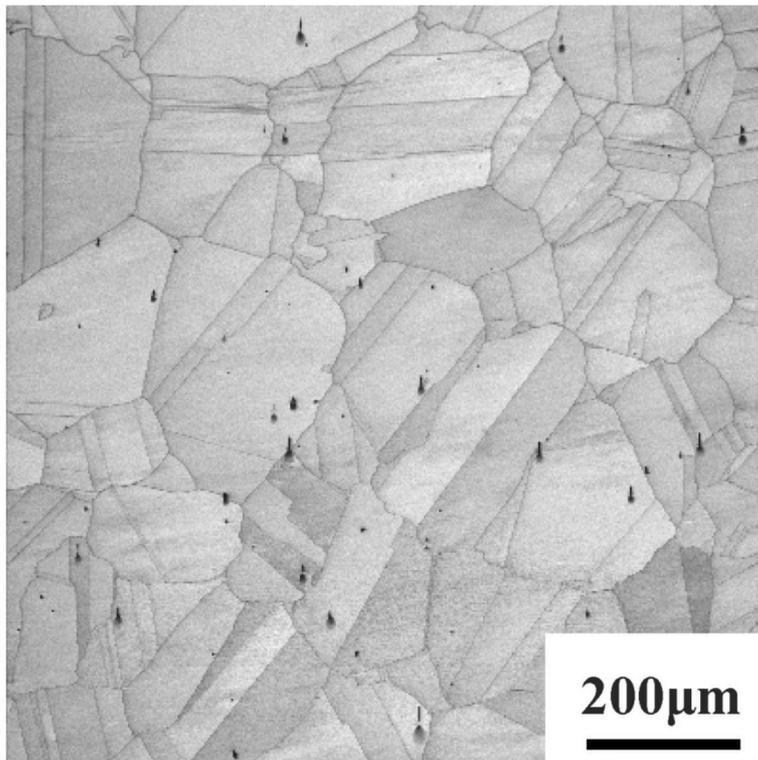


图2

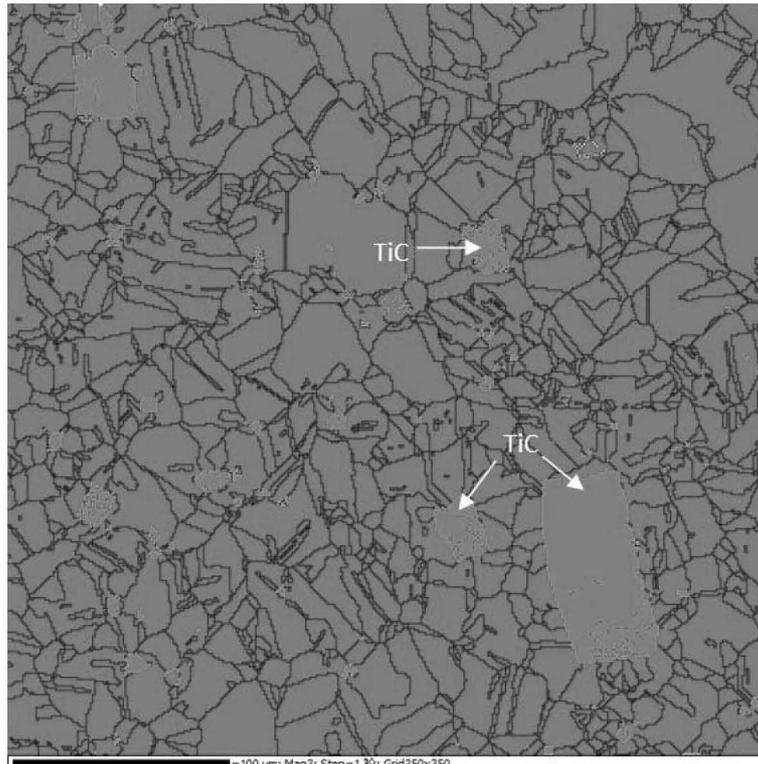


图3

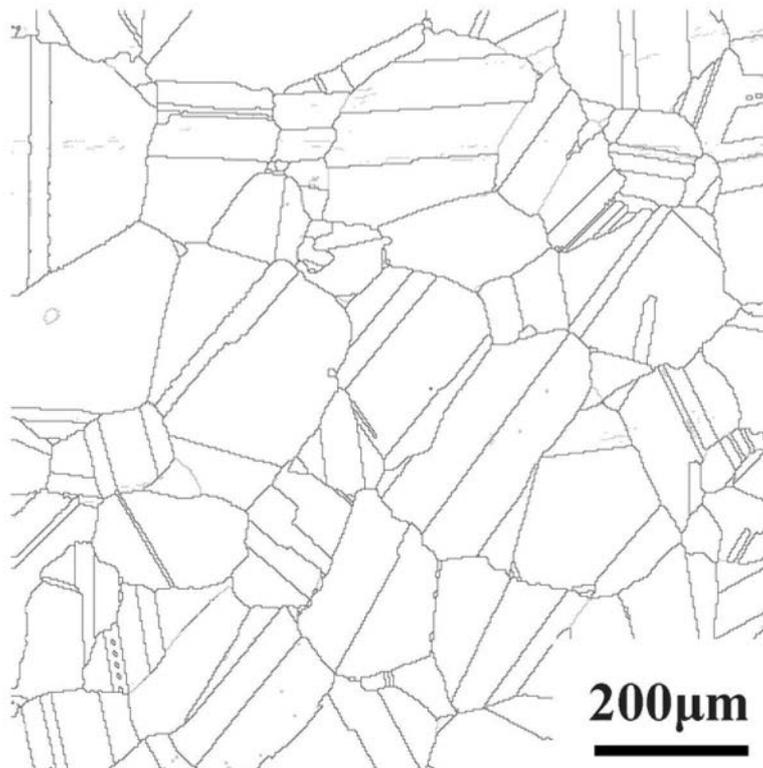


图4

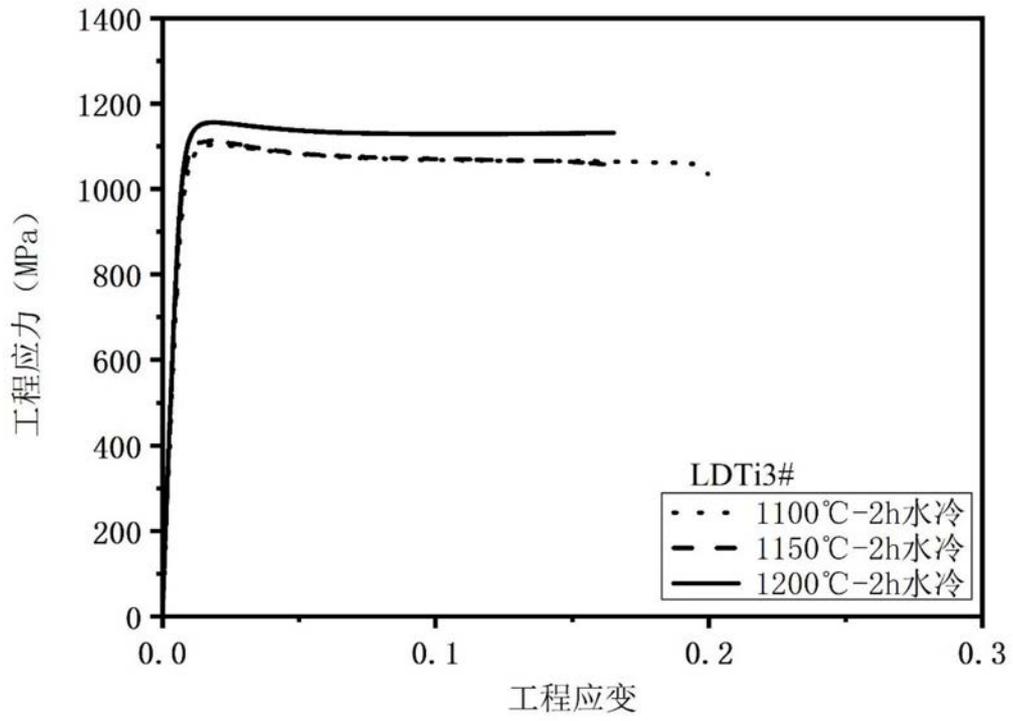


图5