



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 115627328 A

(43) 申请公布日 2023. 01. 20

(21) 申请号 202211414382.3 *G22C 38/42* (2006.01)  
 (22) 申请日 2022.11.11 *G22C 38/44* (2006.01)  
 (71) 申请人 山东建筑大学 *G22C 38/48* (2006.01)  
 地址 250101 山东省济南市历城区临港开 *G22C 38/54* (2006.01)  
 发区凤鸣路1000山东建筑大学  
 (72) 发明人 景财年 李宁 林涛 刘磊 冯燕  
 李兆通 吴忠林 徐俊杰 杨楚  
 刘泽姣

(51) Int. Cl.  
*G21D 6/00* (2006.01)  
*G21D 1/18* (2006.01)  
*G21D 1/26* (2006.01)  
*G21D 1/607* (2006.01)  
*G22C 38/02* (2006.01)  
*G22C 38/04* (2006.01)  
*G22C 38/06* (2006.01)

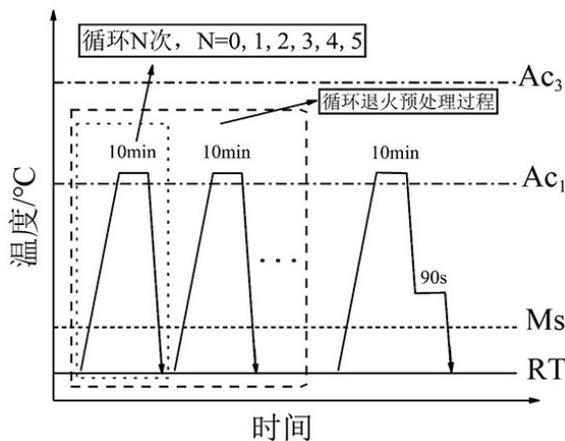
权利要求书1页 说明书6页 附图9页

(54) 发明名称

一种强塑积51GPa%级含铝冷轧中锰钢热处理方法

(57) 摘要

本发明涉及一种强塑积51GPa%级含铝冷轧中锰钢热处理方法。具体热处理方法是含铝中锰钢在冷轧(CR)工艺的基础上,将其在 $A_{c1}$ 和 $A_{c3}$ 温度区间进行多次的短时循环退火预处理;再进行680℃退火保温10min;然后迅速转移至盐浴炉中,淬火温度为150℃、时间为90s,完成配分;最后,水淬(WQ)至室温。其中,每个短时循环退火预处理过程为:680℃退火,保温10min,然后水淬至室温;最终得到的中锰钢抗拉强度 $\geq 1300\text{MPa}$ ,延伸率 $\geq 41.52\%$ ,强塑积 $\geq 51.07\text{GPa}\%$ ,兼具高强度和高塑性,具有良好的应用前景。



1. 一种强塑积51GPa%级含铝冷轧中锰钢热处理方法,其特征在于,所述含铝冷轧中锰钢的化学成分质量百分比为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%,余量为Fe和不可避免的杂质;

将含有以上元素配比的含铝冷轧中锰钢通过以下步骤处理:

(1) 将所述的含铝冷轧中锰钢在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行多次的短时循环退火预处理,其中,每个短时循环退火预处理为:680℃退火,保温10min,然后水淬(WQ)至室温;

(2) 将经过循环退火预处理的含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中,马弗炉的温度为含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{C1}$  (650℃~680℃)以上,具体为680℃,保温时间10min;

(3) 将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火,盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$  (80℃~100℃)以上,具体为150℃,并控制时间为90s;

(4) 最后水淬至室温。

## 一种强塑积51GPa%级含铝冷轧中锰钢热处理方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及先进高强度钢制备技术领域,特别涉及一种强塑积51GPa%级含铝冷轧中锰钢热处理方法。

### 背景技术

[0002] 随着科技与经济的发展,在全球节能与环保的大势所趋下,汽车材料的应用和发展始终围绕着“绿色、低碳、轻量化”这一大方向进行,汽车轻量化已经成为当前汽车工业发展的重要趋势。当前,第三代先进汽车用钢的性能指标已在研发中,相比于第一代和第二代先进高强钢,以中锰钢为代表的第三代先进高强钢,因其合金化成本低并且具有高强度和良好的成形性而受到广泛研究,为更好的满足汽车安全件的吸收能和防碰撞变形能力,高强度、高延伸率、性能稳定的高强塑积先进高强钢成为第三代先进高强钢的追求目标。

[0003] 2003年Speer等在传统马氏体及贝氏体相变理论的基础上,提出Q&P工艺,生产出具有TRIP效应的高强塑性Q&P钢。典型Q&P钢生产是将钢板加热至 $A_{C3}$ 温度以上完全奥氏体化,然后快速冷却至 $M_s$ 与 $M_f$ 间温度进行碳配分保温一段时间,使C元素从富碳马氏体扩散到奥氏体中,实现部分奥氏体富碳而稳定性提高,进而可使其保留至室温,最后进行二次淬火至室温,获得马氏体与大量残留奥氏体组织。但是,在现有的热处理工艺中,单纯的Q&P处理已经不能满足当今社会对汽车钢高强度和高塑性的需要,传统经过Q&P处理的中锰钢虽然也具有优异的力学性能,但强度和塑性匹配依然不够理想,成形性有待进一步提高。因此,广大专家学者在Q&P热处理工艺的基础上提出了Q-P-T工艺(淬火-碳配分-回火)、HS-Q&P工艺(热冲压成形工艺与Q&P工艺的结合工艺)、Q&T-P工艺(淬火-回火-配分)、DIQ&PB工艺(两相区形变保温-淬火-配分-贝氏体等温)、D-Q&P工艺(形变诱导铁素体相变-淬火-配分)等热处理工艺。

### 发明内容

[0004] 在Q&P热处理工艺之前,通过设计新颖的预处理工艺,增加预处理工艺,最终形成一套完整的热处理方法。从而最大化提升中锰钢的塑韧性,获得具有高强度、高伸长率,高强塑积、综合性能显著提升的中锰钢,是本发明研究的重点。

[0005] 本发明设计了一种强塑积51GPa%级含铝冷轧中锰钢热处理方法,其中,利用的含铝冷轧中锰钢化学元素质量百分比为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0006] 将含有以上元素配比的含铝冷轧中锰钢进行以下热处理步骤:

(1) 将所述的含铝冷轧中锰钢在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行多次的短时循环退火预处理,其中,每个短时循环退火预处理为:680℃退火,保温10min,然后水淬(WQ)至室温;

(2) 将经过循环退火预处理的含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中,马弗炉的温度为

此含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{C1}$  (650°C~680°C) 以上,保温时间10min;

(3) 将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火,盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$  (80°C~100°C) 以上,并控制时间为90s;

(4) 最后水淬至室温。

[0007] 利用TA仪器热膨胀相变仪DIL805对未经热处理的含铝冷轧中锰钢的奥氏体转变开始温度 ( $A_{C1}$ )、奥氏体转变结束温度 ( $A_{C3}$ ), 马氏体转变开始温度 ( $M_s$ ) 进行测量,分别为:  
 $A_{C1}=674^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{C3}=1227^{\circ}\text{C}$ ,  $M_s=70^{\circ}\text{C}$ ;

热处理前将含铝冷轧中锰钢使用清洁酒精浸泡一段时间后清洗,进行表面除锈后风干,使表面光洁,避免热处理时造成受热不均匀。

[0008] 所述的步骤(2)中使用热处理炉进行钢的短时循环退火预处理和临界双相区退火保温处理。

[0009] 所述的步骤(3)中使用盐浴炉进行试验钢的淬火处理。

[0010] 与现有技术相比,本发明取得的有益效果是:

本发明的热处理方法得到的含铝冷轧中锰钢显微组织为板条马氏体、铁素体和残余奥氏体,抗拉强度达到1200MPa以上,延伸率达41%以上,强塑积 $\geq 51\text{GPa}\%$ ,具有良好的冷、热加工性能。其热处理方法是在临界双相区退火Q&P工艺之前,增加了在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行短时循环退火预处理工艺。经过多次循环后,奥氏体可在原始奥氏体晶界、板条束界和板条块界上形核,当循环退火预处理次数在第3~4次时,原始奥氏体晶粒得到显著的细化现象,通过透射电子显微镜测量晶粒尺寸得知,平均晶粒尺寸从250nm减小到了140nm;同时改善了晶粒取向,由大范围的轧制织构演变为无规律取向性,不仅有助于不同取向残余奥氏体发生TRIP效应,还增加了内部组织的均匀性晶格畸变以及位错密度等微观形态,增加了其化学稳定性。

[0011] 同时,在循环退火预处理的过程中,铁素体、奥氏体和马氏体的比例不断重新分配,使得新生成的奥氏体比例扩大;又因为组织更加细化,因此锰元素的配分更易进行,更多的锰元素保留在奥氏体中,奥氏体稳定性也得到了显著提高;从而使钢材的强度和塑性得到同时提升。进行预处理后再进行双相区奥氏体化处理,使得到的钢材的室温组织中保留了铁素体组织,而铁素体组织作为软相,对于中锰钢延伸率的提高起到关键的过渡作用,最后通过Q&P处理利用亚稳奥氏体的TRIP效应来进一步提高钢的强度与塑性。在节约成本的同时显著提升了性能。

## 附图说明

[0012] 图1为本发明工艺流程图;

图2为本发明实施例1的扫描电镜图像;

图3为本发明实施例1的应力-应变图;

图4为本发明实施例1的透射电镜图像;

图5为本发明实施例2的扫描电镜图像;

图6为本发明实施例2的应力-应变图;

图7为本发明实施例3的扫描电镜图像;

图8为本发明实施例3的应力-应变图;

图9为本发明实施例4的扫描电镜图像；  
图10为本发明实施例4的应力-应变图；  
图11为本发明实施例5的扫描电镜图像；  
图12为本发明实施例5的应力-应变图；  
图13为本发明实施例5的透射电镜图像；  
图14为本发明实施例6的扫描电镜图像；  
图15为本发明实施例6的应力-应变图。

## 具体实施方式

[0013] 下面结合附图和实施例详细说明具体实施方式,如附图1-15所示。

[0014] 具体实施

本发明各实施例中的扫描电镜图像是在SUPRA™ 55型扫描电镜下拍摄而获得微观组织图片,透射电镜图像是在Talos F200X型透射电子显微镜下拍摄而获得微观组织图片,拉伸试样按照ASTM E8标准利用NSC-M3线切割机制得,然后在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行多次短时循环退火预处理工艺,再经过Q&P热处理工艺,利用WDW-100E型电子万能试验机在室温下以1mm/min的拉伸速率进行拉伸处理,经测试并计算获得各试样的抗拉强度、断后伸长率和强塑积。

[0015] 另外,本发明涉及一些铁碳合金热处理方面的专业术语,为便于技术人员理解本发明,现对相关术语进行解释说明,但这些解释说明的内容并不必然构成本领域的公知常识,具体包括:

术语“马氏体”:是碳元素溶解在 $\alpha$ -Fe中形成的过饱和固溶体,由奥氏体淬火后形成。奥氏体中碳含量不同,淬火后得到的马氏体形态不同,一般而言,当奥氏体中含碳量 $\leq 0.25\%$ 时淬火后形成板条状马氏体,超过该碳含量时淬火后形成竹叶或凸透镜状马氏体。

[0016] 术语“铁素体”:是碳元素溶解在 $\alpha$ -Fe中形成的间隙固溶体,具有体心立方晶胞结构。

[0017] 术语“奥氏体”:是碳元素溶解在 $\gamma$ -Fe中形成的间隙固溶体,具有面心立方晶胞结构。

[0018] 术语“奥氏体转变开始温度”、“ $A_{C1}$ ”:指加热时铁素体向奥氏体转变的开始温度。超过该温度后钢中铁素体和奥氏体相同时存在,且完成铁素体向奥氏体的完全转变需要不断升高温度。

[0019] 术语“奥氏体转变结束温度”、“ $A_{C3}$ ”:指加热时铁素体向奥氏体转变的结束温度。超过该温度后钢中铁素体向奥氏体的转变结束,铁素体全部转变成奥氏体。

[0020] 术语“马氏体相变开始温度”、“ $M_s$ ”:指当奥氏体的冷却速度大于所需的临界淬火速率并过冷到该温度以下时,开始发生奥氏体向马氏体的转变。

[0021] 图1是本发明的热处理工艺图,如图所示,将含铝中锰钢钢板在 $A_{C1}$ 和 $A_{C3}$ 温度区间进行多次的短时循环退火预处理;再进行680℃退火保温10min;然后迅速转移至盐浴炉中,淬火温度为150℃、时间为90s,完成配分;最后,水淬(WQ)至室温。其中,每个短时循环退火预处理过程为:680℃退火,保温10min,然后水淬至室温。

[0022] 具体实施例1

含铝冷轧中锰钢的化学成分为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%(wt%),余量为Fe和不可避免的杂质。

[0023] (1)将所述含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中,马弗炉的温度为此含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{C1}$ 以上,具体为680℃,保温时间10min;

(2)将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火,盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$ 以上,具体为150℃,并控制时间为90s;

(3)最后水淬至室温;

(4)本实施例制备的含铝冷轧中锰钢在扫描电子显微镜下的显微组织如图2所示,应力-应变曲线如图3所示,透射电子显微镜下的组织如图4所示,显微组织为马氏体、铁素体和残余奥氏体,经过测定延伸率为22.8%,抗拉强度为1240MPa,强塑积为28.2GPa%。

[0024] 具体实施例2

含铝冷轧中锰钢的化学成分为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%(wt%),余量为Fe和不可避免的杂质。

[0025] (1)将所述的含铝冷轧中锰钢在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行1次的短时循环退火预处理,其中,每个短时循环退火预处理为:680℃退火,保温10min,然后水淬至室温;

(2)将经过循环退火预处理的含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中,马弗炉的温度为此含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{C1}$ 以上,具体为680℃,保温时间10min;

(3)将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火,盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$ 以上,具体为150℃,并控制时间为90s;

(4)最后水淬至室温。

[0026] (5)本实施例制备的含铝冷轧中锰钢在扫描电子显微镜下的显微组织如图5所示,应力-应变曲线如图6所示,显微组织为马氏体、铁素体和残余奥氏体,经过测定延伸率为30.4%,抗拉强度为1300MPa,强塑积为39.52GPa%。

[0027] 具体实施例3

含铝冷轧中锰钢的化学成分为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%(wt%),余量为Fe和不可避免的杂质。

[0028] (1)将所述的含铝冷轧中锰钢在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行2次的短时循环退火预处理,其中,每个短时循环退火预处理为:680℃退火,保温10min,然后水淬至室温;

(2)将经过循环退火预处理的含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中,马弗炉的温度为此含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{C1}$ 以上,具体为680℃,保温时间10min;

(3)将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火,盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$ 以上,具体为150℃,并控制时间为90s;

(4)最后水淬至室温。

[0029] (5)本实施例制备的含铝冷轧中锰钢在扫描电子显微镜下的显微组织如图7所示,

应力-应变曲线如图8所示,显微组织为马氏体、铁素体和残余奥氏体,经过测定延伸率为34.1%,抗拉强度为1220MPa,强塑积为41.6GPa%。

[0030] 具体实施例4

含铝冷轧中锰钢的化学成分为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%(wt%),余量为Fe和不可避免的杂质。

[0031] (1)将所述的含铝冷轧中锰钢在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行3次的短时循环退火预处理,其中,每个短时循环退火预处理为:680℃退火,保温10min,然后水淬至室温;

(2)将经过循环退火预处理的含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中,马弗炉的温度为此含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{C1}$ 以上,具体为680℃,保温时间10min;

(3)将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火,盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$ 以上,具体为150℃,并控制时间为90s;

(4)最后水淬至室温。

[0032] (5)本实施例制备的含铝冷轧中锰钢在扫描电子显微镜下的显微组织如图9所示,应力-应变曲线如图10所示,显微组织为马氏体、铁素体和残余奥氏体,经过测定延伸率为36.0%,抗拉强度为1190MPa,强塑积为42.8GPa%。

[0033] 具体实施例5

含铝冷轧中锰钢的化学成分为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%(wt%),余量为Fe和不可避免的杂质。

[0034] (1)将所述的含铝冷轧中锰钢在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行4次的短时循环退火预处理,其中,每个短时循环退火预处理为:680℃退火,保温10min,然后水淬至室温;

(2)将经过循环退火预处理的含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中,马弗炉的温度为此含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{C1}$ 以上,具体为680℃,保温时间10min;

(3)将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火,盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$ 以上,具体为150℃,并控制时间为90s;

(4)最后水淬至室温。

[0035] (5)本实施例制备的含铝冷轧中锰钢在扫描电子显微镜下的显微组织如图11所示,应力-应变曲线如图12所示,透射电子显微镜下的组织如图13所示,显微组织为马氏体、铁素体和残余奥氏体,经过测定延伸率为41.52%,抗拉强度为1230MPa,强塑积为51GPa%。

[0036] 具体实施例6

含铝冷轧中锰钢的化学成分为C:0.15%,Mn:7.69%,Si:1.45%,Al:2.76%,Cu:0.51%,Mo:0.2%,Cr:0.35%,Nb:0.11%,Sc:0.05%,B:0.001%,Ni:0.027%(wt%),余量为Fe和不可避免的杂质。

[0037] (1)将所述的含铝冷轧中锰钢在 $A_{C1}$ 到 $A_{C3}$ 温度区间内的特定温度进行5次的短时循环退火预处理,其中,每个短时循环退火预处理为:680℃退火,保温10min,然后水淬至室温;

(2) 将经过循环退火预处理的含铝冷轧中锰钢放置于马弗炉中, 马弗炉的温度为此含铝冷轧中锰钢的临界双相区温度 $A_{c1}$ 以上, 具体为 $680^{\circ}\text{C}$ , 保温时间 $10\text{min}$ ;

(3) 将临界退火保温完成后的含铝冷轧中锰钢迅速转移至盐浴炉中淬火, 盐浴炉温度为临界马氏体开始转变温度 $M_s$ 以上, 具体为 $150^{\circ}\text{C}$ , 并控制时间为 $90\text{s}$ ;

(4) 最后水淬至室温。

[0038] (5) 本实施例制备的含铝冷轧中锰钢在扫描电子显微镜下的显微组织如图14所示, 应力-应变曲线如图15所示, 显微组织为马氏体、铁素体和残余奥氏体, 经过测定延伸率为 $33.4\%$ , 抗拉强度为 $1240\text{MPa}$ , 强塑积为 $41.5\text{GPa}\%$ 。

[0039] 以上所述仅为本发明的优选实施例, 并不用于限制本发明, 对于本领域的技术人员来说, 本发明可以有各种更改和变化。凡在本发明的精神和原则之内, 所作的任何修改、等同替换、改进等, 均应包含在本发明的保护范围。

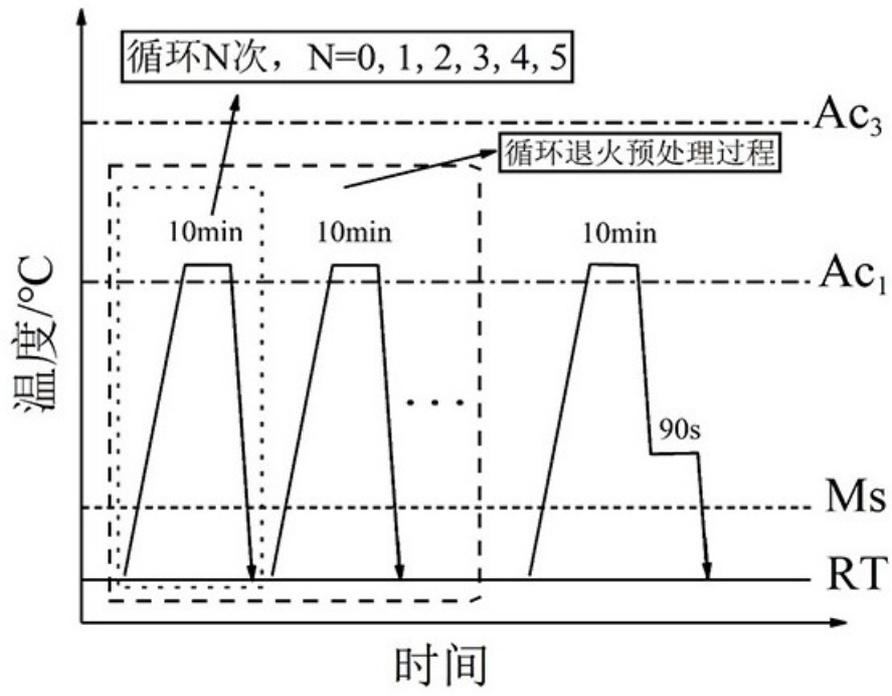


图1

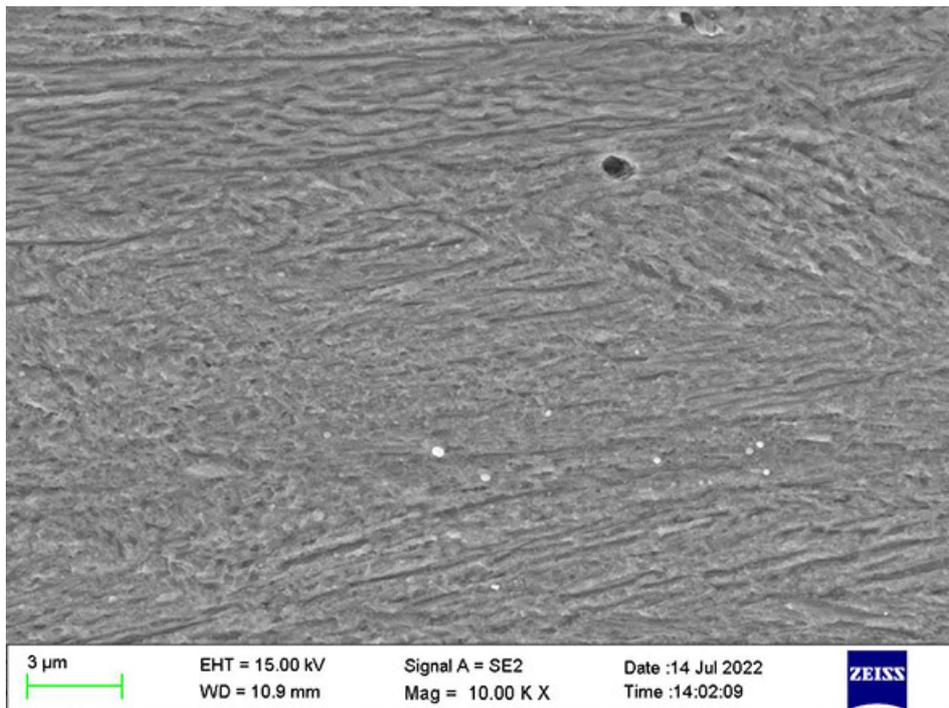


图2

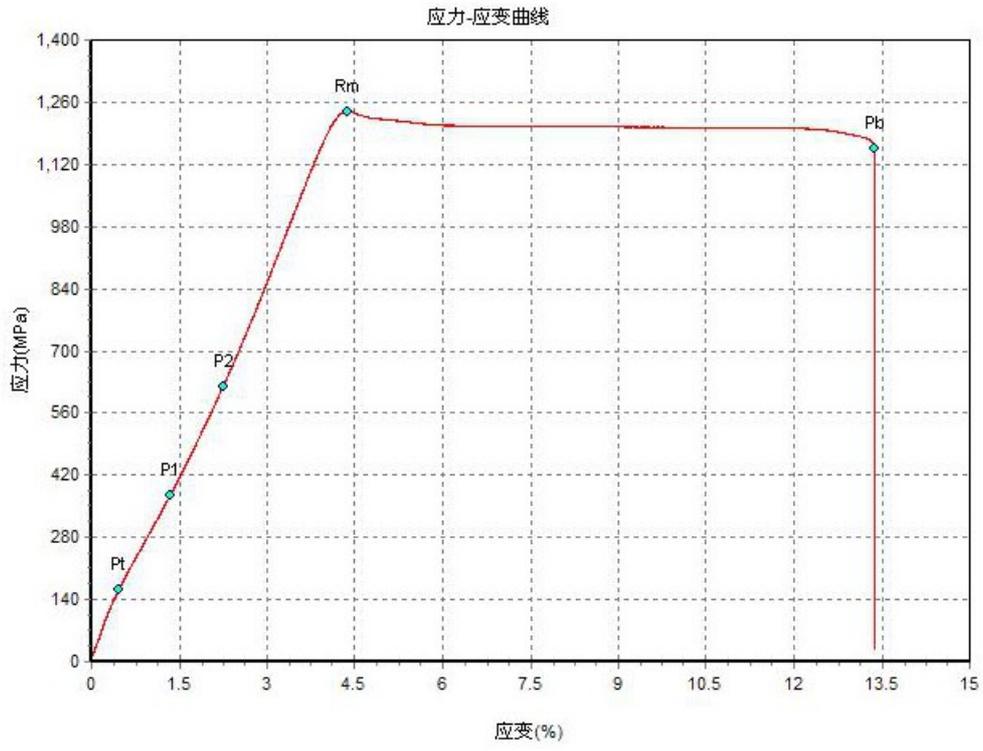


图3

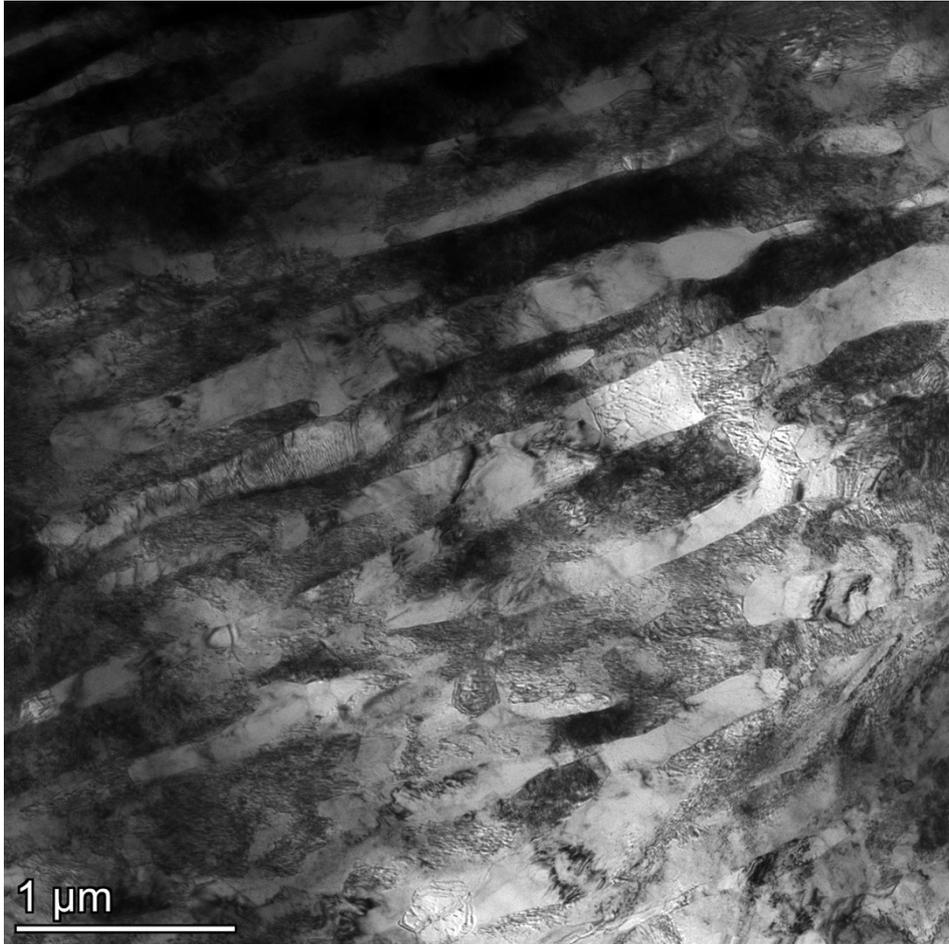


图4

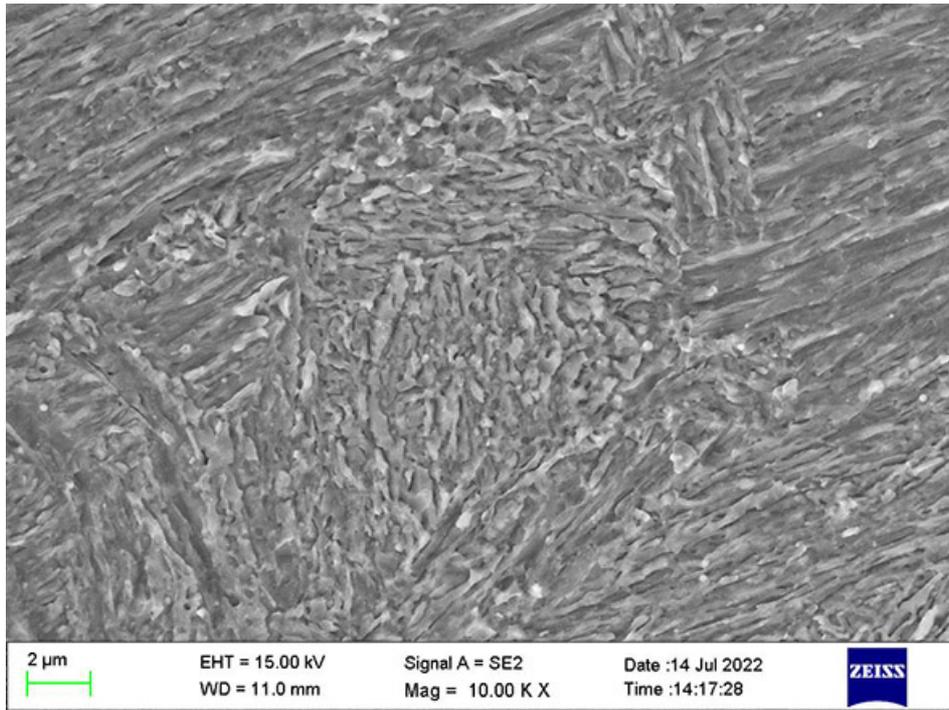


图5

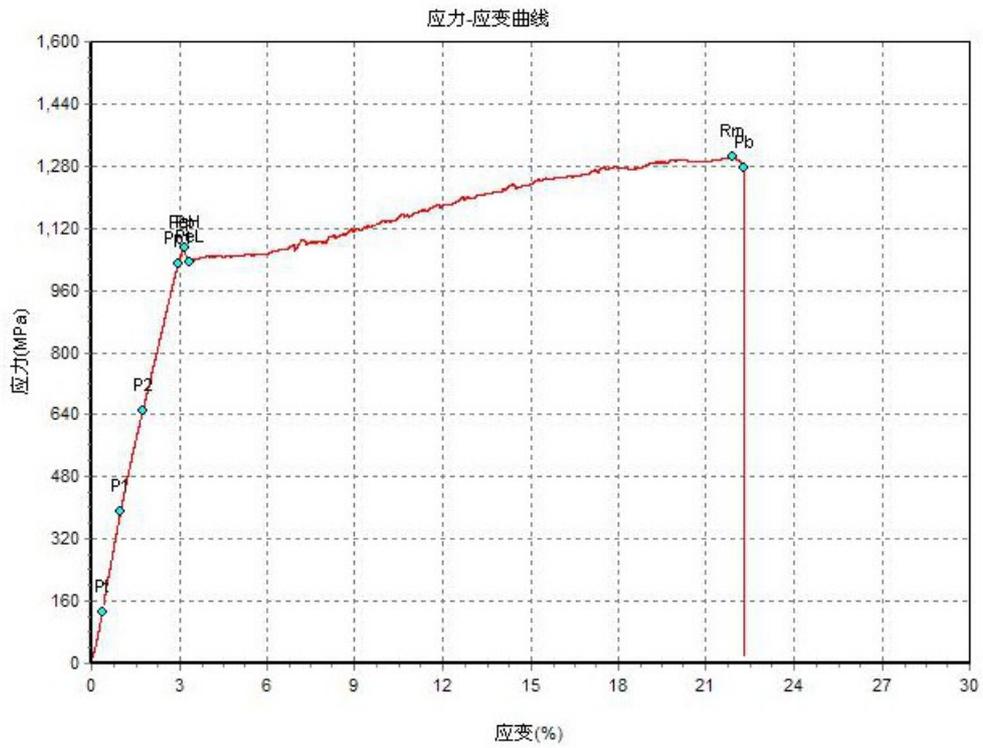


图6

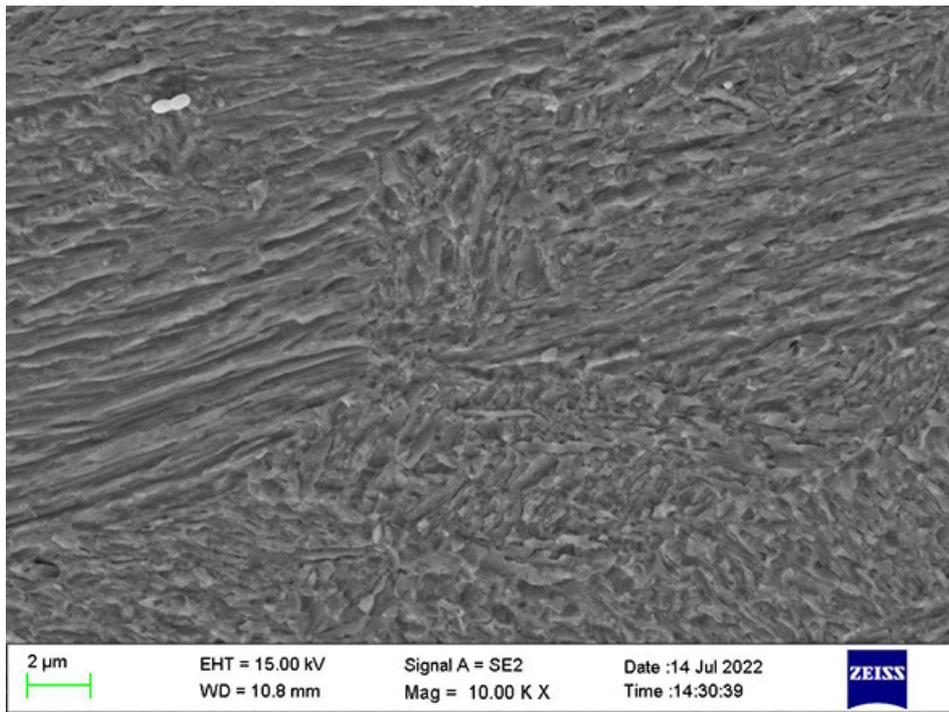


图7

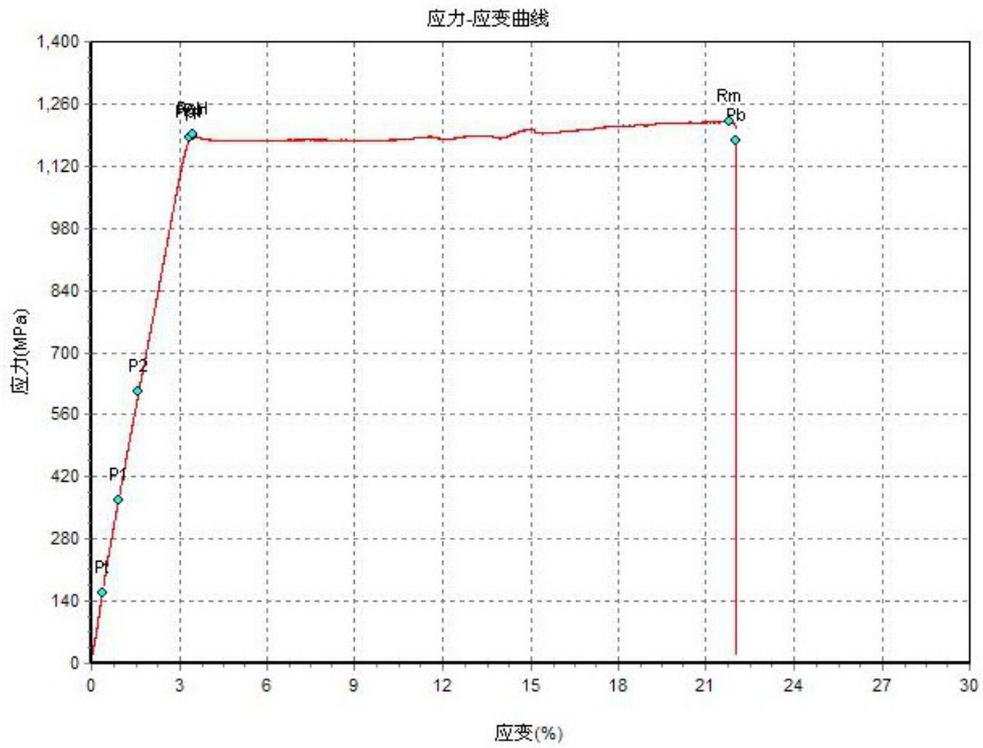


图8

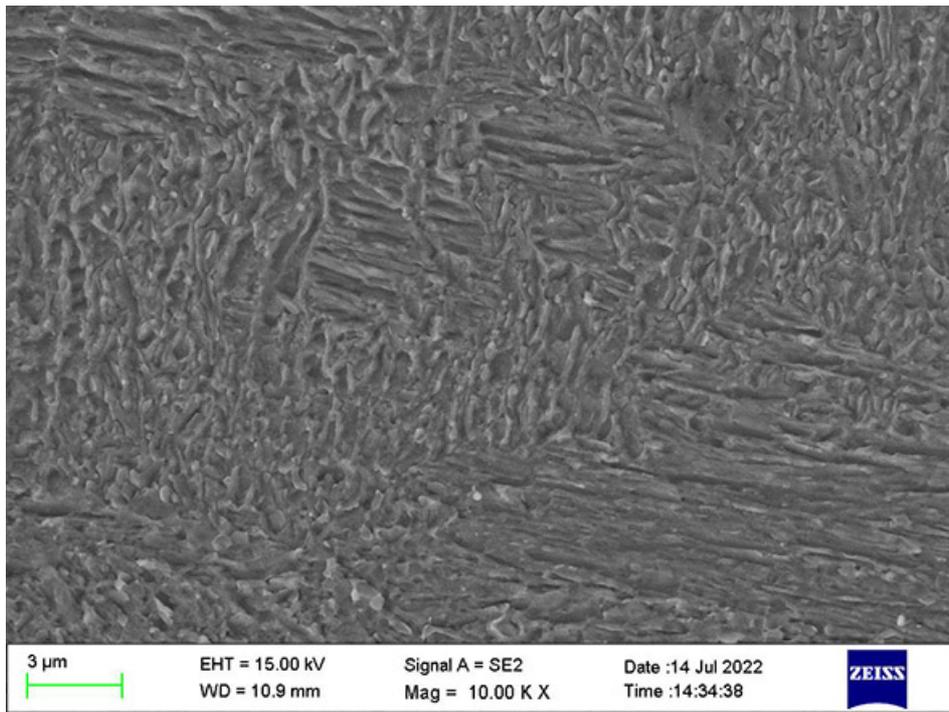


图9

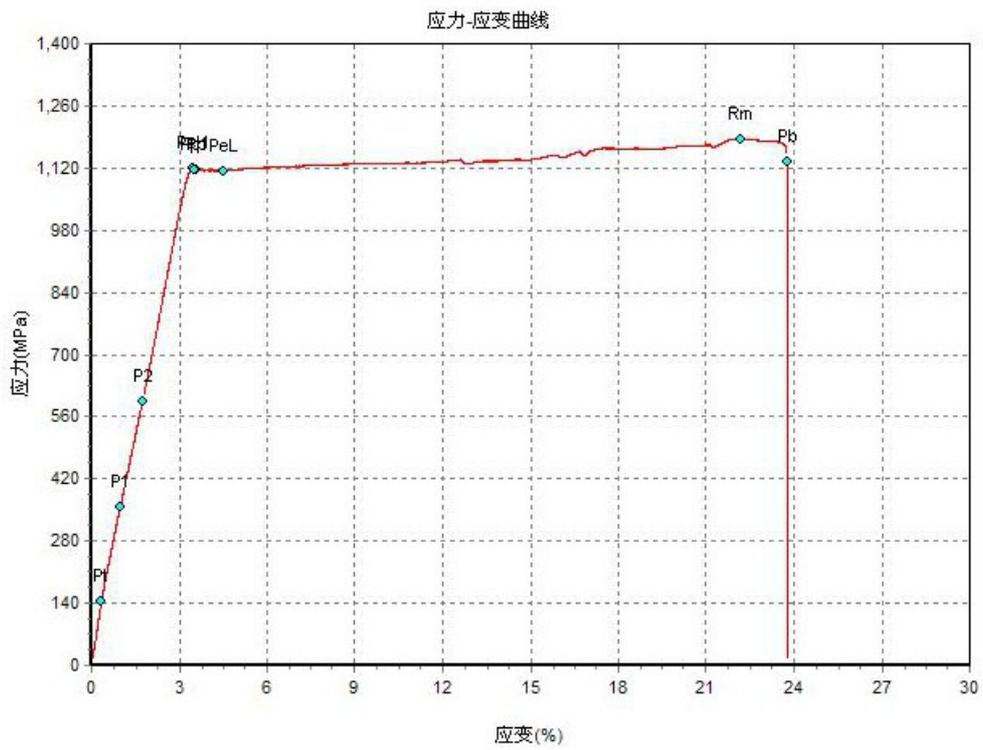


图10

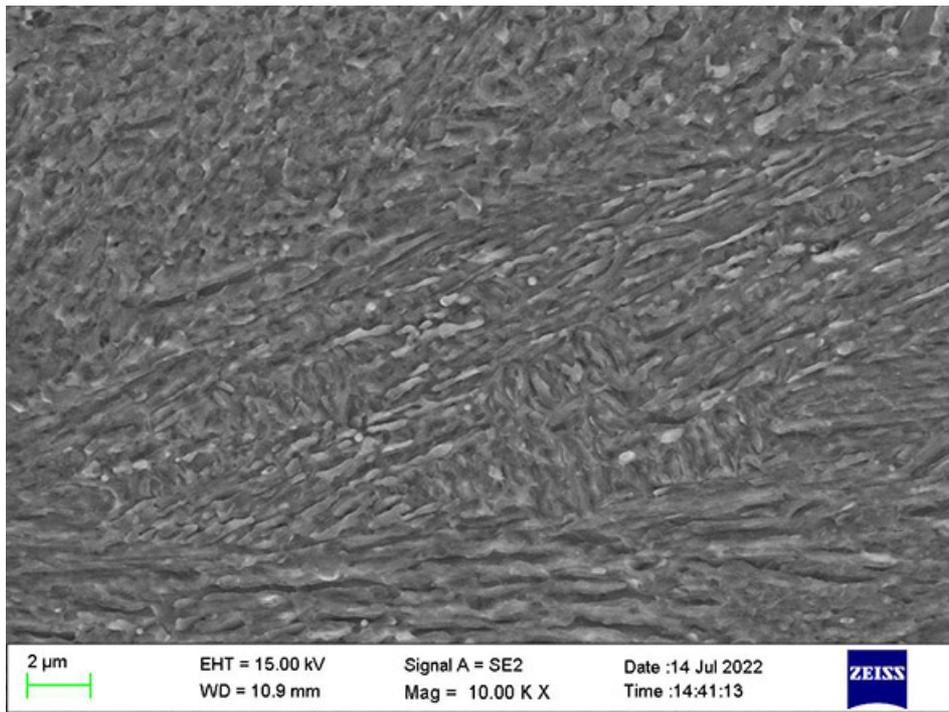


图11

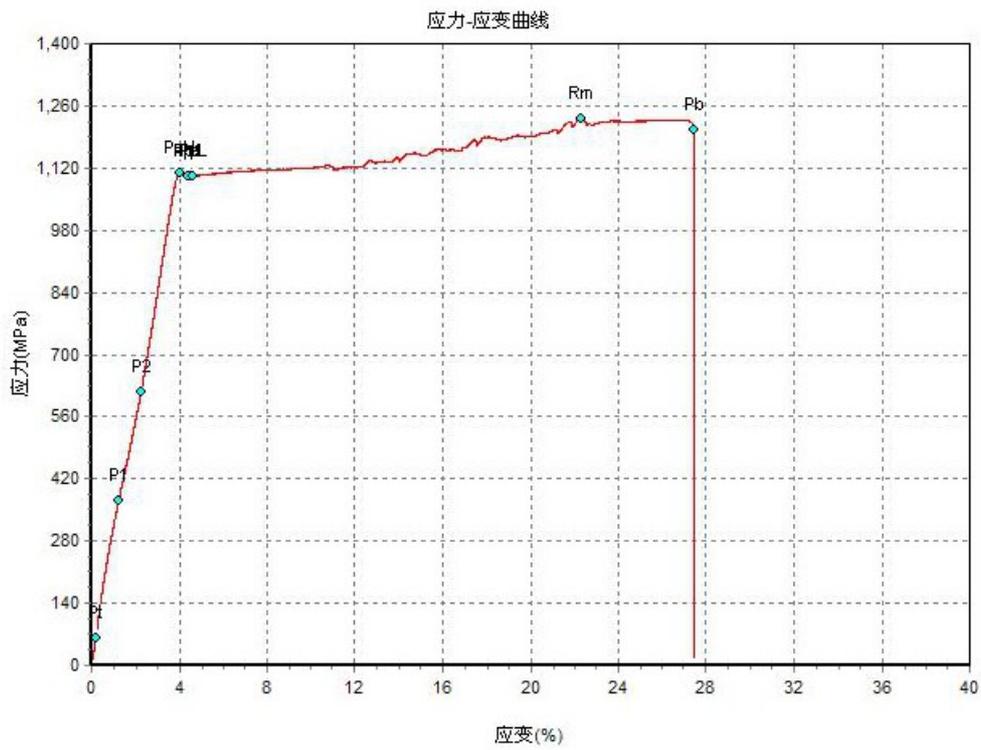


图12

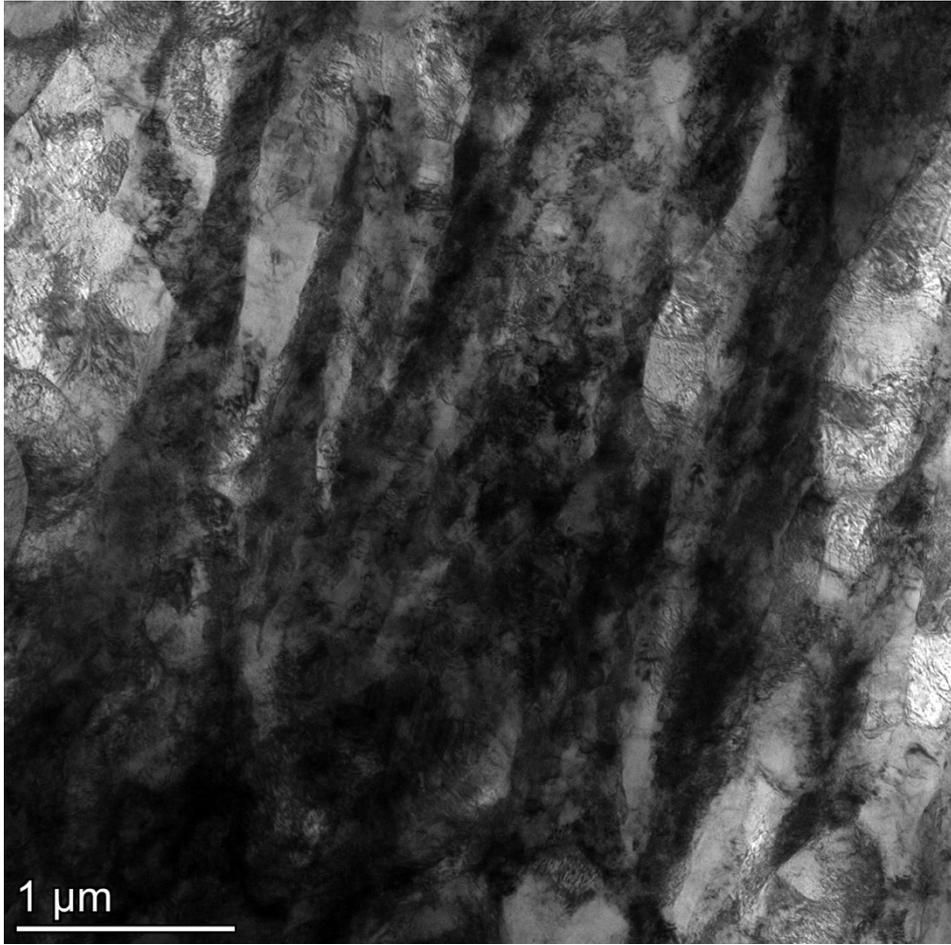


图13

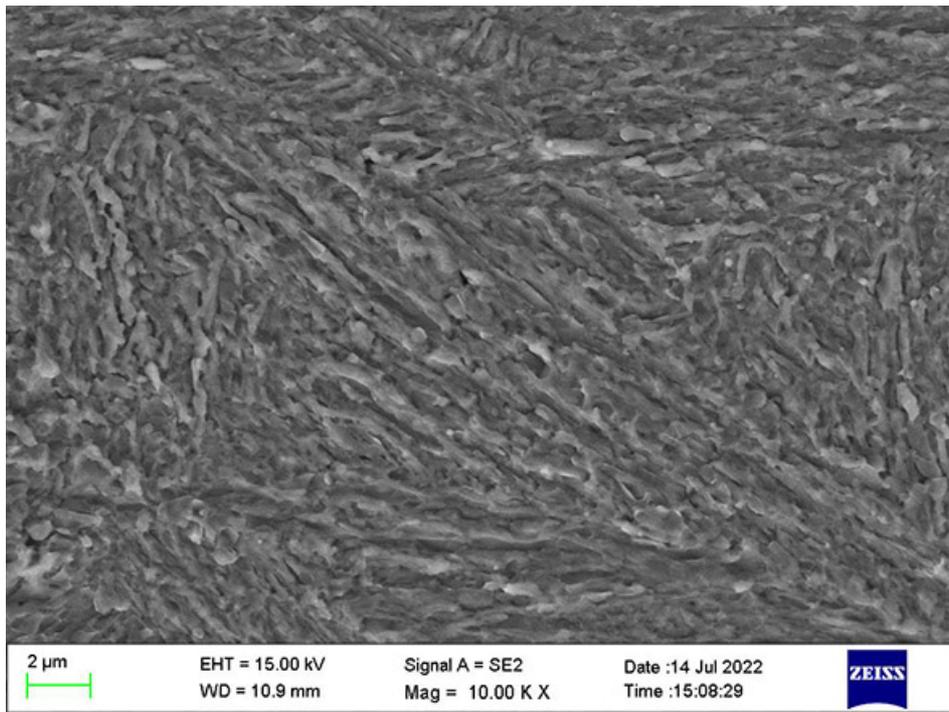


图14

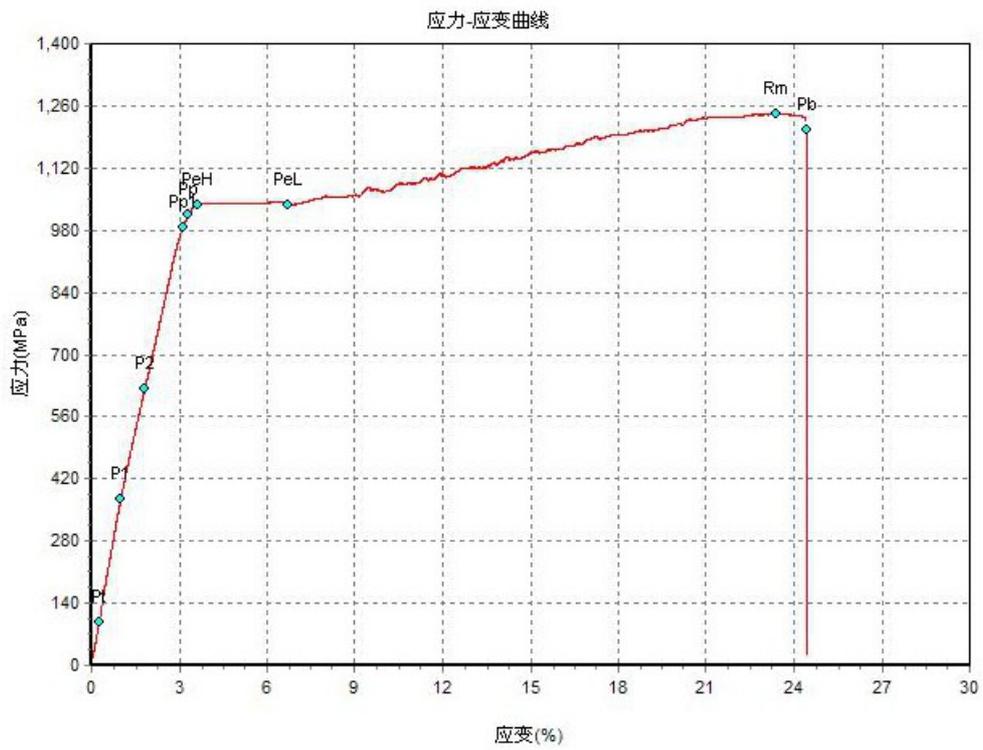


图15