



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 113293272 B

(45) 授权公告日 2023.01.03

(21) 申请号 202110543943.9

C21D 1/26 (2006.01)

(22) 申请日 2021.05.19

审查员 吴启帆

(65) 同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 113293272 A

(43) 申请公布日 2021.08.24

(73) 专利权人 中国兵器科学研究院宁波分院
地址 315103 浙江省宁波市高新区凌云路
199号

(72) 发明人 赵岩 高永亮 陈巍 陈达宇
宗铎

(74) 专利代理机构 宁波诚源专利事务有限公司
33102
专利代理师 袁忠卫 张琳琳

(51) Int. Cl.

C21D 8/00 (2006.01)

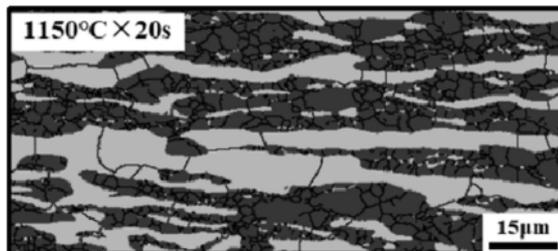
权利要求书1页 说明书6页 附图2页

(54) 发明名称

一种改善高氮双相不锈钢强塑性的方法

(57) 摘要

本发明涉及一种改善高氮双相不锈钢强塑性的方法,其特征在于,依次包括有以下步骤:1) 将双相不锈钢的铸锭进行热轧,热轧后水冷处理;2) 将热轧的双相不锈钢进行均匀化固溶退火处理,退火温度为1050~1200℃,保温时间为1~4h;3) 将步骤2) 处理的双相不锈钢进行冷轧处理,总压下率为60~80%;4) 将冷轧后的双相不锈钢进行高温快速退火处理,退火温度为1100~1200℃,退火时间为10~90s,随后水冷。通过“TRIP效应强化+细晶强化+背应力强化”有效改善了高氮双相不锈钢的强塑性匹配问题,提高了高氮双相不锈钢的屈服强度、抗拉强度和延伸率。



1. 一种改善高氮双相不锈钢强塑性的方法,其特征在于,所述双相不锈钢按照质量百分比计包括有以下组分 $0.01 \leq C \leq 0.04\%$; $17 \leq Cr \leq 23\%$; $0.01 \leq Mo \leq 0.15\%$; $0.01 \leq Ni \leq 1.5\%$; $4 \leq Mn \leq 8\%$; $0.2 \leq N \leq 0.45\%$; 余量为铁和其他不可避免的杂质,该方法依次包括有以下步骤:

1) 将双相不锈钢的铸锭进行热轧,热轧后水冷处理;

2) 将热轧的双相不锈钢进行均匀化固溶退火处理,退火温度为 $1050 \sim 1200^{\circ}\text{C}$,保温时间为 $1 \sim 4\text{h}$;

3) 将步骤2) 处理的双相不锈钢进行冷轧处理,总压下率为 $60 \sim 80\%$;

4) 将冷轧后的双相不锈钢进行高温快速退火处理,退火温度为 $1100 \sim 1200^{\circ}\text{C}$,退火时间为 $10 \sim 90\text{s}$,随后水冷。

2. 根据权利要求1所述的方法,其特征在于:在步骤1) 中热轧的初始温度为 $1150 \sim 1250^{\circ}\text{C}$,终轧温度为 $900 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ 。

3. 根据权利要求1所述的方法,其特征在于:在步骤2) 退火处理后采用水冷。

4. 根据权利要求1所述的方法,其特征在于:经步骤4) 后,双相不锈钢的抗拉强度为 $1000 \sim 1200\text{MPa}$,屈服强度为 $700 \sim 950\text{MPa}$,断后延伸率为 $40 \sim 65\%$ 。

5. 根据权利要求1所述的方法,其特征在于:在步骤1) 中的铸锭采用真空感应熔炼炉在氮气气氛保护下进行熔炼而得到的铸锭。

一种改善高氮双相不锈钢强塑性的方法

技术领域

[0001] 本发明属于钢铁合金材料技术领域,具体涉及一种改善高氮双相不锈钢强塑性的方法。

背景技术

[0002] 双相不锈钢兼具优良的力学性能、耐蚀性能及低合金成本等多重优势,在国民经济建设中发挥着重要作用,在造纸业、石油化工、海洋平台、船舶运输、核电、食品业、建筑业等领域具有广阔的应用前景,已成为不锈钢产业未来发展的主要趋势之一。传统双相不锈钢中含有较多的Ni元素,而我国是一个Ni资源相对短缺的国家。Ni资源的大量消耗造成价格的剧烈波动,导致不锈钢合金成本居高不下,影响了双相不锈钢的推广应用。因此,高强度、高塑性的资源节约型双相不锈钢是当今研究的热点,有望作为高强耐蚀结构钢应用于腐蚀性环境中,延长材料的服役寿命,降低全周期成本。

[0003] 为了保证材料的服役安全性,对双相不锈钢的综合力学性能提出了更高的要求。因此,在提高双相不锈钢强度的同时,有效改善其拉伸塑性成为关键。传统双相不锈钢的强化机制以合金元素的固溶强化为主,对强度和塑性的改善程度有限。对于双相不锈钢的工业化制备而言,冷轧工艺是简便易行的。冷轧后的双相不锈钢强度很高,但是塑性极差。而采取常规的固溶处理(1000~1100℃保温5~30min)之后,延伸率虽然得到提升,但是强度发生大幅度下降。因此,开发出新的合金成分设计方法和热处理工艺,进一步改善双相不锈钢的强塑性匹配具有重要的理论意义和实际应用价值。

[0004] 如中国发明专利《一种双相不锈钢薄带的近终成形制备方法》,其专利号为ZL201510993001.5(授权公告号为CN105543714B)公开的双相不锈钢按照质量百分比计包括有以下组分:C:0.0001~0.03%;Cr:18~22%;Mn:5~7%;N:0.3~0.45%;Ni:0.0001~0.1%;余量为铁和其他不可避免的杂质。通过“以Mn、N代Ni”降低成本,将双相不锈钢中的氮含量提高至0.3%以上,既能达到节约Ni资源的目的,又能保证双相不锈钢中奥氏体相的含量和稳定性,获得极为优异的综合力学性能,同时因为氮能提高双相不锈钢耐点蚀和缝隙腐蚀的能力,可以保证优良的腐蚀性能。采用上述近终成形制备方法获得的双相不锈钢的强塑积达到了65GPa%,延伸率45%~65%,抗拉强度800~1100MPa。虽然该发明中钢的强塑积较高,但是屈服强度低,仅为500~600MPa,在作为结构件使用时,一旦外部载荷超过其屈服极限,会造成结构永久变形,影响服役安全性。因此,为了提高材料的使用安全系数,在保证材料具有较高强塑积的同时,需要进一步提升其屈服强度和抗拉强度。

[0005] 又如中国发明专利《一种高强塑性铁素体-奥氏体双相不锈钢的热处理工艺》,其专利号为ZL201910022542.1(授权公告号为CN109487060B)公开了一种高强塑性铁素体-奥氏体双相不锈钢的热处理工艺,采用“一级固溶处理+预变形+二级固溶处理”,获得等轴的奥氏体颗粒相+铁素体基体相的双相组织,将材料强塑积提升至32916MPa%(32.916GPa%)。但是该强塑积仍然较低,可能无法满足某些严苛服役环境对材料的需求。又如中国发明专利申请《一种异质层状结构双相不锈钢的制备方法》,其专利申请号为

CN201910412901.4(申请公布号为CN111944973A)公开了一种异质层状结构双相不锈钢的制备方法通过“深度冷轧+不完全再结晶退火”获得异质层状结构双相不锈钢,其组织由铁素体中再结晶组织、超细晶组织和奥氏体中纳米孪晶组织共同组成。该种结构在保留超细双相不锈钢强度的基础上,通过背应力强化提升了其塑性,强度可达1245MPa,延伸率达12. %。但是,采用不完全再结晶退火处理,会使得材料中留有较大的残余应力,降低其耐蚀性能,影响材料在腐蚀性环境中的服役安全性。此外,还有采用“冷轧+低温退火”获得非均匀的层状结构,通过晶粒细化及背应力强化实现性能提升,但是采用上述方法获得强塑积较低,且由于双相不锈钢中具有较多的Cr、Mo、N等元素,在低温(900~1000℃)退火处理时易导致氮化物、 σ 相等脆性相析出,从而恶化材料的塑韧性及耐蚀性能。

[0006] 因此,需要对现有改善双相不锈钢强塑性的方法作进一步的改进。

发明内容

[0007] 本发明所要解决的技术问题是针对上述现有技术的现状,提供一种获得高抗拉强度、屈服强度及高强塑积的改善高氮双相不锈钢强塑性的方法。

[0008] 本发明解决上述技术问题所采用的技术方案为:一种改善高氮双相不锈钢强塑性的方法,其特征在于,依次包括有以下步骤:

[0009] 1) 将双相不锈钢的铸锭进行热轧,热轧后水冷处理;

[0010] 2) 将热轧的双相不锈钢进行均匀化固溶退火处理,退火温度为1050~1200℃,保温时间为1~4h;

[0011] 3) 将步骤2)处理的双相不锈钢进行冷轧处理,总压下率为60~80%;

[0012] 4) 将冷轧后的双相不锈钢进行高温快速退火处理,退火温度为1100~1200℃,退火时间为10~90s,随后水冷。

[0013] 在步骤2)中将热轧态的双相不锈钢进行均匀退火处理,消除热变形应力及加工硬化,得到大晶粒尺寸的“铁素体+奥氏体”双相结构。而后续水冷以抑制脆性相析出。步骤3)中,通过大变形破碎初始组织,形成层状细晶“铁素体+奥氏体+应变诱导马氏体”复合结构。在步骤4)中采用高温快速退火处理,最终制备出“再结晶铁素体+超细晶/纳米晶奥氏体”异质结构双相不锈钢。

[0014] 优选地,所述高氮双相不锈钢按照质量百分比计包括有以下组分 $0.01 \leq C \leq 0.04\%$; $17 \leq Cr \leq 23\%$; $0.01 \leq Mo \leq 0.15\%$; $0.01 \leq Ni \leq 1.5\%$; $4 \leq Mn \leq 8\%$; $0.2 \leq N \leq 0.45\%$; 余量为铁和其他不可避免的杂质。

[0015] 上述合金成分设计中充分考虑了“Mn+N代替Ni”,一方面可以达到节约Ni资源以降低成本的目的;另一方面也可以调控Mn、N元素含量,对奥氏体稳定性的影响,获得亚稳奥氏体,使高氮双相不锈钢在变形过程中发生“ $\gamma \rightarrow \epsilon$ -马氏体 $\rightarrow \alpha'$ -马氏体”的TRIP效应,即合理调控奥氏体层错能,使其在变形过程中可以发生马氏体转变,利用TRIP效应改善强塑性。此外,较高的氮含量能提高双相不锈钢耐点蚀和缝隙腐蚀的能力,可以保证优良的腐蚀性能,从而提升材料在腐蚀性环境中的服役安全性。

[0016] 优选地,在步骤1)中热轧的初始温度为1150~1250℃,终轧温度为900~1000℃。

[0017] 为了抑制脆性相析出,在步骤2)退火处理后采用水冷。

[0018] 优选地,经步骤4)后,双相不锈钢的抗拉强度为1000~1200MPa,屈服强度为700~

950MPa,断后延伸率为40~65%。如此,获得了高的抗拉强度、高的屈服强度和良好的断后延伸率。

[0019] 优选地,在步骤1)中的铸锭采用真空感应熔炼炉在氮气气氛保护下进行熔炼而得到的铸锭。此外,还可以采用其他的熔炼炉在其他非氧化气氛下进行。

[0020] 与现有技术相比,本发明的优点在于:与传统双相不锈钢相比,具有亚稳奥氏体的高氮双相不锈钢在冷轧大变形过程中,一方面可以细化原始组织,另一方面可以发生应变诱导马氏体转变,形成层状细晶“铁素体+奥氏体+应变诱导马氏体”复合结构,有效提升抗拉强度和屈服强度;采用“大变形+高温快速退火”,制备出“再结晶铁素体+超细晶/纳米晶奥氏体”异质结构高氮双相不锈钢。通过“TRIP效应强化+细晶强化+背应力强化”有效改善其强塑性匹配问题,便于进一步工业化应用。另外,与现有工艺相比,本发明中退火温度较高,可以保证合金成分均匀化和碳氮化物等脆性相的溶解,降低元素偏析和脆性相析出的风险。同时,采取高温快速退火,一方面可以获得细小晶粒以提高强度,另一方面与不完全再结晶退火相比,本发明可以保证更高的再结晶化,降低残余应力对耐蚀性能的不利影响,从而改善高氮双相不锈钢的综合服役性能。

附图说明

[0021] 图1为本发明高温快速退火制备高氮双相不锈钢的工艺流程;

[0022] 图2为本发明实施例1所涉及高氮双相不锈钢经大变形冷轧后的显微组织;

[0023] 图3为本发明实施例1所涉及高氮双相不锈钢拉伸曲线;

[0024] 图4为本发明实施例1所涉及高氮双相不锈钢经高温快速退火处理后的显微组织。

具体实施方式

[0025] 以下结合附图实施例对本发明作进一步详细描述。

[0026] 实施例1:

[0027] 如图1至图4所示,为本发明的第1个优选实施例。该实施例的高氮双相不锈钢,成分按照质量百分比为:C=0.02%,Cr=19.20%,Mo=0.01%,Ni=0.05%,Mn=6.13%,N=0.37%;余量为铁和其他不可避免的杂质。

[0028] 按照上述含量的组分放置于真空感应熔炼炉,并在氮气气氛保护下浇铸熔炼得到高氮不锈钢的铸锭。

[0029] 如图1所示,改善上述高氮双相不锈钢强塑性的方法依次包括有以下步骤:

[0030] 1) 将双相不锈钢的铸锭进行热轧,热轧的初始温度为1200℃,终轧温度为980℃,热轧后水冷处理以抑制碳氮化物等脆性相析出;

[0031] 2) 将热轧的双相不锈钢进行均匀化固溶退火处理(中间退火),退火温度为1100℃,保温时间为2h,随后水冷以抑制脆性相析出;将热轧态的双相不锈钢进行均匀退火处理,消除热变形应力及加工硬化,得到大晶粒尺寸的“铁素体+奥氏体”双相结构。

[0032] 3) 将步骤2)处理的双相不锈钢进行冷轧处理,总压下率为75%,通过大变形破碎初始组织,形成层状细晶“铁素体+奥氏体+应变诱导马氏体”复合结构;具体参见图2所示,其中A为奥氏体,F为铁素体, ϵ -M和 α' -M为应变诱导马氏体。

[0033] 4) 将冷轧后的双相不锈钢进行高温快速退火处理(最终热处理),退火温度为1150

℃,待炉温达到前述退火温度值后,将冷轧板放入炉中,退火时间为20s,随后水冷以抑制脆性相析出,制备出“再结晶铁素体+超细晶/纳米晶奥氏体”异质结构双相不锈钢。图4中深色的为奥氏体,浅色为铁素体。

[0034] 采用常规固溶处理(1050℃,保温300s,水冷),该高氮双相不锈钢的抗拉强度为1000MPa,屈服强度为550MPa,断后延伸率为57%,强塑积为57GPa%。采用上述高温快速退火方法改善后的高氮双相不锈钢的抗拉强度为1100MPa,屈服强度为800MPa,断后延伸率为52%,强塑积为57.2GPa%,参见图3所示。

[0035] 采用上述方法提高了高氮双相不锈钢的抗拉强度、屈服强度和强塑积。

[0036] 实施例2:

[0037] 该实施例与上述实施例1的区别仅在于:改善上述高氮双相不锈钢强塑性的方法中的工艺参数不同,具体地,步骤4)中的退火时间为30s。

[0038] 本实施例中高氮双相不锈钢经高温快速退火后,抗拉强度为1000MPa,屈服强度为700MPa,断后延伸率为58%。由于退火时间较长,使得晶粒长大,延伸率增加,强塑积为58GPa%。与常规固溶处理(1050℃,保温300s,水冷)相比,抗拉强度基本相同,但是屈服强度得到明显提升,强塑积略有提高。

[0039] 实施例3:

[0040] 该实施例与上述实施例1的区别仅在于:

[0041] 高氮双相不锈钢各组分的含量不同,具体地,按照质量百分比计,该高氮双相不锈钢包括有以下组分:C=0.04%,Cr=22.8%,Mo=0.01%,Ni=1.5%,Mn=7.8%,N=0.24%,余量为铁和其他不可避免的杂质。

[0042] 改善上述高氮双相不锈钢强塑性的方法中的工艺参数不同,具体地,步骤1)中的热轧的初始温度为1250℃,终轧温度为1000℃;步骤2)中的退火温度为1050℃;步骤3)中的总压下率为65%。

[0043] 采用常规固溶处理(1050℃,保温300s,水冷),该高氮双相不锈钢的抗拉强度为950MPa,屈服强度为520MPa,断后延伸率为45%,强塑积为42.75GPa%。采用上述方法改善后的高氮双相不锈钢的抗拉强度为1060MPa,屈服强度为750MPa,断后延伸率为42%,高氮双相不锈钢的强塑积为44.52GPa%。采用上述方法提高了高氮双相不锈钢的抗拉强度和屈服强度。

[0044] 实施例4:

[0045] 该实施例与上述实施例1的区别仅在于:

[0046] 高氮双相不锈钢各组分的含量不同,具体地,按照质量百分比计,该高氮双相不锈钢包括有以下组分:C=0.03%,Cr=17.5%,Mo=0.15%,Ni=0.02%,Mn=4.3%,N=0.30%,余量为铁和其他不可避免的杂质。

[0047] 改善上述高氮双相不锈钢强塑性的方法中的工艺参数不同,具体地,步骤1)中的终轧温度为终轧温度为980℃;步骤2)中的退火温度为1200℃,保温时间为1h;步骤3)中的总压下率为80%;步骤4)中的退火时间为60s。

[0048] 采用常规固溶处理(1050℃,保温300s,水冷),该高氮双相不锈钢的抗拉强度为950MPa,屈服强度为550MPa,断后延伸率为50%,强塑积为47.5GPa%。采用上述方法改善后的高氮双相不锈钢的抗拉强度为1020MPa,屈服强度为730MPa,断后延伸率为51%,高氮双

相不锈钢的强塑积为52.02GPa。

[0049] 采用上述方法提高了高氮双相不锈钢的抗拉强度、屈服强度和强塑积。

[0050] 实施例5:

[0051] 该实施例与上述实施例1的区别仅在于:

[0052] 高氮双相不锈钢各组分的含量不同,具体地,按照质量百分比计,该高氮双相不锈钢包括有以下组分: $C=0.02\%$, $Cr=22.1\%$, $Mo=0.05\%$, $Ni=0.01\%$, $Mn=7.5\%$, $N=0.43\%$,余量为铁和其他不可避免的杂质。

[0053] 改善上述高氮双相不锈钢强塑性的方法中的工艺参数不同,具体地,步骤1)中终轧温度为 930°C ;步骤2)中的退火温度为 1200°C ,保温时间为1h;步骤3)中的总压下率为70%;步骤4)中的退火温度为 1200°C ,退火时间为10s。

[0054] 采用常规固溶处理(1050°C ,保温300s,水冷),该高氮双相不锈钢的抗拉强度为1080MPa,屈服强度为700MPa,断后延伸率为42%,强塑积为45.36GPa%。采用上述方法改善后的高氮双相不锈钢的抗拉强度为1190MPa,屈服强度为930MPa,断后延伸率为40%,高氮双相不锈钢的强塑积为47.6GPa。

[0055] 采用上述方法提高了高氮双相不锈钢的抗拉强度、屈服强度和强塑积。

[0056] 实施例6:

[0057] 该实施例与上述实施例1的区别仅在于:

[0058] 高氮双相不锈钢各组分的含量不同,具体地,按照质量百分比计,该高氮双相不锈钢包括有以下组分: $C=0.01\%$, $Cr=17\%$, $Mo=0.05\%$, $Ni=0.01\%$, $Mn=4\%$, $N=0.2\%$,余量为铁和其他不可避免的杂质。

[0059] 改善上述高氮双相不锈钢强塑性的方法中的工艺参数不同,具体地,步骤1)中终轧温度为 900°C ;步骤2)中的退火温度为 1050°C ,保温时间为4h;步骤4)中的退火温度为 1200°C ,退火时间为90s。

[0060] 采用常规固溶处理(1050°C ,保温300s,水冷),该高氮双相不锈钢的抗拉强度为900MPa,屈服强度为520MPa,断后延伸率为60%,强塑积为54GPa%。采用上述方法改善后的高氮双相不锈钢的抗拉强度为1000MPa,屈服强度为700MPa,断后延伸率为65%,高氮双相不锈钢的强塑积为65GPa%。

[0061] 采用上述方法提高了高氮双相不锈钢的抗拉强度、屈服强度和强塑积。

[0062] 实施例7:

[0063] 该实施例与上述实施例1的区别仅在于:

[0064] 高氮双相不锈钢各组分的含量不同,具体地,按照质量百分比计,该高氮双相不锈钢包括有以下组分: $C=0.01\%$, $Cr=23\%$, $Mo=0.01\%$, $Ni=0.01\%$, $Mn=8\%$, $N=0.45\%$,余量为铁和其他不可避免的杂质。

[0065] 改善上述高氮双相不锈钢强塑性的方法中的工艺参数不同,具体地,步骤1)中初始温度为 1150°C ;步骤4)中的退火温度为 1200°C ,退火时间为10s。

[0066] 采用常规固溶处理(1050°C ,保温300s,水冷),该高氮双相不锈钢的抗拉强度为1050MPa,屈服强度为730MPa,断后延伸率为55%,强塑积为57.75GPa%。采用上述方法改善后的高氮双相不锈钢的抗拉强度为1200MPa,屈服强度为950MPa,断后延伸率为51%,高氮双相不锈钢的强塑积为61.2GPa%。

[0067] 采用上述方法提高了高氮双相不锈钢的抗拉强度、屈服强度和强塑积。

[0068] 本发明实施例1~7所涉及采用新方法改善的高氮双相不锈钢性能与常规固溶处理对比参见下表1所示。

[0069] 表1

实施例	工艺	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	延伸率 /%	强塑积 /Gpa
实施例 1	常规固溶 (1050℃×300s)	1000	550	57	57
	新工艺	1100	800	52	57.2
实施例 2	新工艺	1000	700	58	58
实施例 3	常规固溶 (1050℃×300s)	950	520	45	42.75
	新工艺	1060	750	42	44.52
实施例 4	常规固溶 (1050℃×300s)	950	550	50	47.5
	新工艺	1020	730	51	52.02
实施例 5	常规固溶 (1050℃×300s)	1080	700	42	45.36
	新工艺	1190	930	40	47.6
实施例 6	常规固溶 (1050℃×300s)	900	520	60	54
	新工艺	1000	700	65	65
实施例 7	常规固溶 (1050℃×300s)	1050	730	55	57.75
	新工艺	1200	950	51	61.2

[0070] [0071] 本发明各个实施例采用本申请的改善方法(新工艺)与常规固溶处理(1050℃×300s)相比,抗拉强度、屈服强度和强塑积均可以得到不同程度的提升。

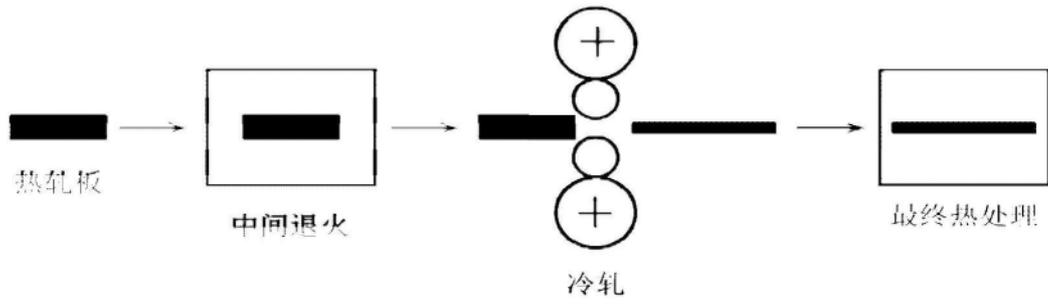


图1

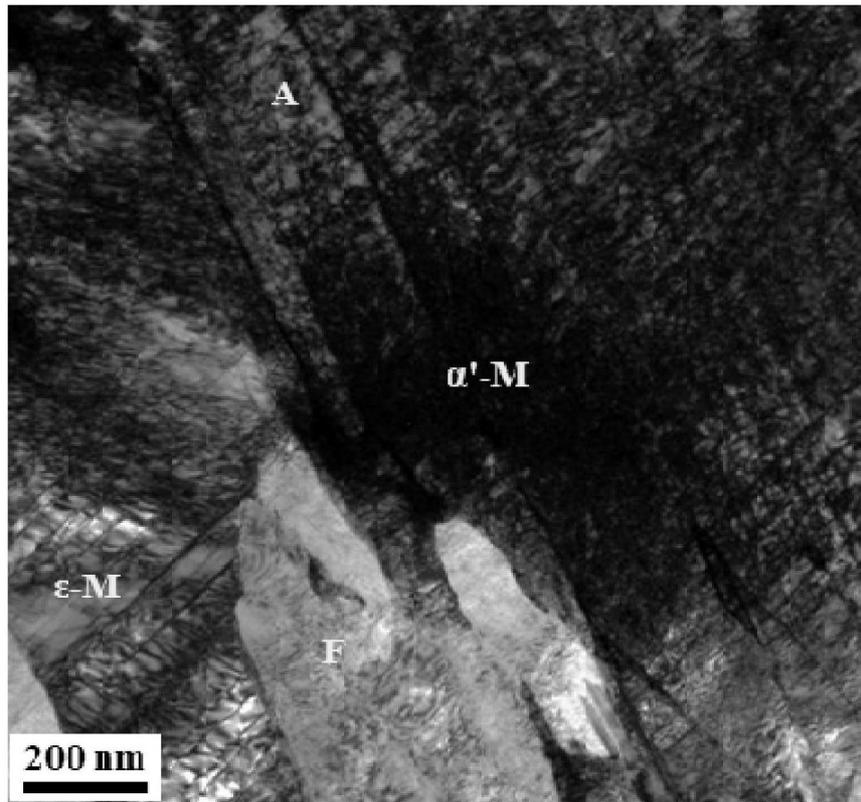


图2

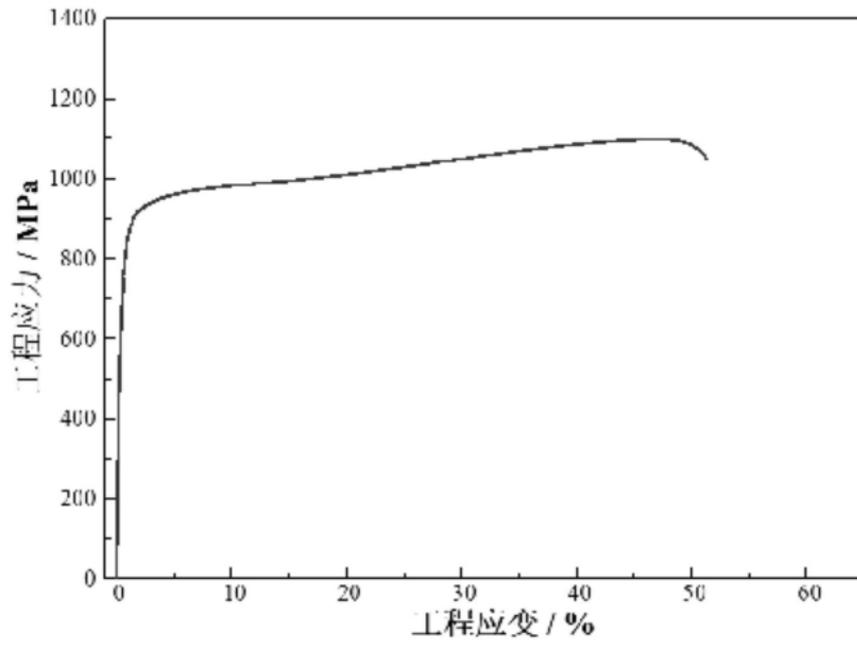


图3

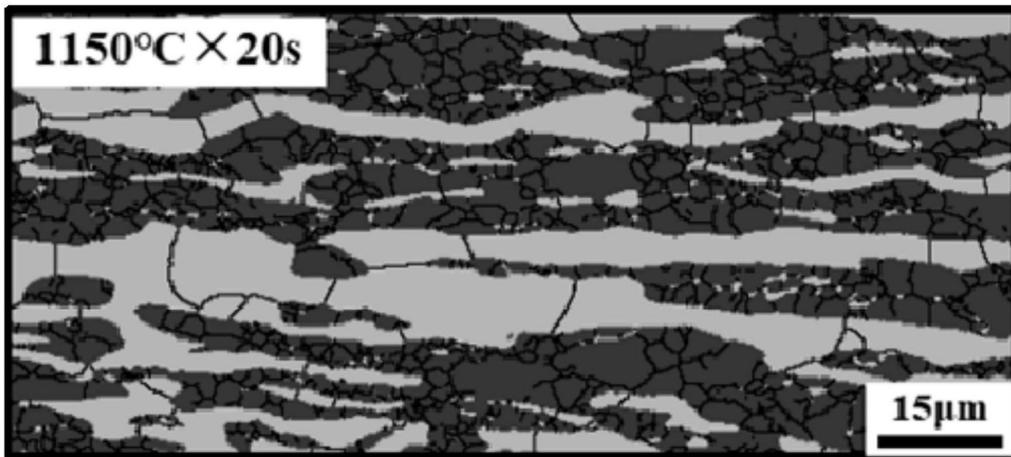


图4