



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114686774 A

(43) 申请公布日 2022. 07. 01

(21) 申请号 202210220375.3

C22C 38/46 (2006.01)

(22) 申请日 2022.03.08

C22C 38/48 (2006.01)

(71) 申请人 四川大学

C21D 8/02 (2006.01)

地址 610064 四川省成都市一环路南一段
24号

C21D 1/26 (2006.01)

(72) 发明人 黄崇湘 郭凤娇 曹文全 何琼
王明赛

(74) 专利代理机构 成都东恒知盛知识产权代理
事务所(特殊普通合伙)
51304

专利代理师 何健雄

(51) Int. Cl.

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/52 (2006.01)

C22C 38/44 (2006.01)

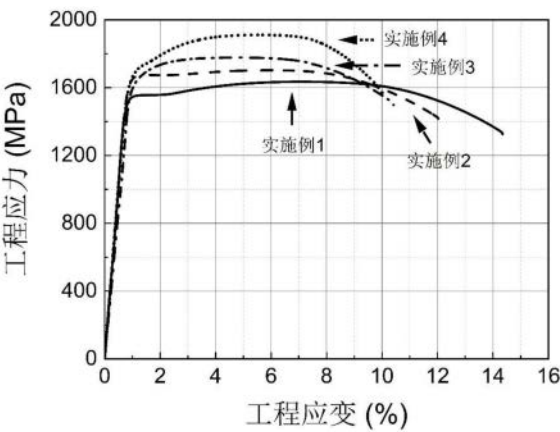
权利要求书2页 说明书6页 附图4页

(54) 发明名称

一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体
奥氏体双相钢及其制备方法

(57) 摘要

本发明公开了一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢及其制备方法,具体为先采用热锻、固溶和轧制变形细化板条马氏体结构至超细晶,再在临界区(α' + γ)温度合理控制退火温度和退火时间使之形成超细晶等轴奥氏体和板条马氏体,最后中温长时回火处理在双相组织的马氏体内部形成大量弥散的纳米析出相以实现共析析出强化。本发明方法所制备的双相钢具有高屈服强度>1500MPa,高均匀伸长率>5%,高断裂伸长率>10%,解决了传统马氏体时效钢的低韧性和双相钢低强度问题,为开发高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢提供了一种简单有效的制备方法。



1. 一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢,其特征在于,以重量百分比计,所述马氏体奥氏体双相钢化学成分包括:

C为0.1%~0.3%,Ni为8%~12%,Cr为2%~5%,Co为6%~10%,Mo为0%~2%,Al为1%~2%,W为0%~2%,V为0.10%~0.20%,Nb为0.05%~0.15%,余量为Fe。

2. 根据权利要求1所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢,其特征在于:以重量百分比计,所述马氏体奥氏体双相钢的化学成分包括:

C为0.15%~0.25%,Ni为9%~10%,Cr为3%~5%,Co为8%~10%,Mo为1%~2%,Al为1%~2%,W为0%~2%,V为0.10%~0.20%,Nb为0.05%~0.15%,余量为Fe。

3. 根据权利要求1或2所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢,其特征在于:所述的奥氏体马氏体双相钢由板条马氏体基体和分散在基体中的等轴奥氏体组成,所述马氏体基体内部有纳米共格析出相,所述奥氏体马氏体双相钢中的晶粒特征尺寸为20nm~500nm,析出相尺寸在1-12nm,所述双相钢中马氏体(α')含量为50%~90%,所述奥氏体(γ)含量为10%~50%。

4. 根据权利要求1所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢,其特征在于:所述的奥氏体马氏体双相钢由板条马氏体基体和分散在基体中的等轴奥氏体组成,所述马氏体基体内部有纳米共格析出相,所述奥氏体马氏体双相钢中的晶粒特征尺寸为40nm~400nm,析出相尺寸在3~10nm,所述双相钢中马氏体(α')含量为70%~90%,所述奥氏体(γ)含量为10%~30%。

5. 根据权利要求1-4中任一项所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢,其特征在于:所述的双相钢屈服强度为1500~1800MPa,抗拉强度为1500~2000MPa,均匀伸长率大于5%,断裂延伸率大于10%。

6. 一种根据权利要求1-5中任一项所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢的制备方法,其特征在于:所述制备方法包括如下步骤:

S1、对初始铸锭进行高温锻压加工;

S2、对高温锻压加工后的棒材取样后进行固溶处理,得到固溶板材;

S3、对固溶处理后的板材进行室温轧制处理;

S4、对室温轧制处理后的板材进行临界区($\alpha'+\gamma$)退火处理;

S5、对临界区退火处理后的板材进行中温长时回火处理。

7. 根据权利要求6所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢的制备方法,其特征在于:所述步骤S1中的锻压温度为950℃~1150℃,将初始锻坯铸锭锻压成 Φ 16mm的棒材,冷却方式为空冷。

8. 根据权利要求6所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢的制备方法,其特征在于:所述步骤S2中的取样是取样厚度为4~10mm的板材,所述固溶处理的温度为950℃~1150℃,固溶时间为1h~8h,冷却方式为水冷;所述步骤S3中的室温轧制的轧制量为80%~90%,每道次下轧量<5%。

9. 根据权利要求6所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢的制备方法,其特征在于:所述步骤S4中,临界区退火温度为600℃~800℃,保温时间为30s~1800s,冷却方式为空冷。

10. 根据权利要求6所述的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢的制备

方法,其特征在于:所述步骤S5中,回火处理的温度为 $400^{\circ}\text{C}\sim 600^{\circ}\text{C}$,保温时间为 $0.5\text{h}\sim 10\text{h}$,冷却方式为空冷。

一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及先进高强钢技术领域,具体涉及一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢及其制备方法。

背景技术

[0002] 先进高强钢作为未来航空航天、石油化工、船舶海洋等领域的关键结构材料,具有高强度、良好的疲劳性能、耐磨性能等,主要应用在飞机起落架,发动机壳体,汽车装备等领域。典型的高强钢,如淬火配分钢、双相钢,孪晶诱导塑性钢,相变诱导塑性钢等,通过设计双相结构,或在变形过程中引入马氏体相变和高密度孪晶,提升材料的综合力学性能,但其屈服强度很难超过1500MPa。例如中国专利公开号为:CN112342345A《一种马氏体/奥氏体双相结构高强钢及其制备方法》中公开的马氏体/奥氏体双相结构高强钢具有低于1500MPa的抗拉强度,但伸长率接近20%,塑韧性满足工程应用,尤其是屈服强度较低,限制了双相钢在高强度结构件的工程应用。

[0003] 另一类高强钢,如马氏体时效钢,其拉伸强度高达2000MPa,一定程度上满足了超高强度的需求,但由于马氏体钢内部的高密度位错,使其在屈服后很快发生颈缩,均匀塑性低于5%。例如中国专利公开号为:CN105568151A《一种铝增强马氏体时效钢及其制备方法》中公开的马氏体时效钢具有2000MPa的优异抗拉强度,但是高强度水平下的均匀伸长率不到5%,总伸长率不足10%,很难满足服役安全性的要求,限制了马氏体钢的工业应用。除此之外,中国专利公开号:CN109790611A《双相钢及其制造方法》公开了一种高强度高塑性的双相钢,该专利中的双相钢的极限拉伸强度为2300MPa,且对应的总伸长率为16%,其高强韧性的力学性能满足工程应用,但由于制备过程复杂,难控制,效率低,很难满足工业生产。

[0004] 随着纳米制造技术的发展,基于双相结构设计,通过在临界区温度退火,在超细晶板条马氏体内部中引入低体积分数(10-30%)的亚稳奥氏体,获得马氏体奥氏体双相结构,提高马氏体钢的韧性,从而形成具有高强高韧的马氏体奥氏体双相结构的高强钢。但是,由于软相奥氏体的引入会降低强度,因此,亟需提出一种兼具高强度和高韧性的双相钢制备工艺。

发明内容

[0005] 为解决现有技术中存在的问题,本发明提供了一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢及其制备方法,采用热锻、固溶和轧制变形制备超细晶板条马氏体结构,再在临界区($\alpha' + \gamma$)温度范围合理控制退火温度和退火时间使马氏体逆相变形成部分超细晶等轴奥氏体,且保留部分板条马氏体,最后中温长时回火在双相结构的马氏体内部形成大量弥散的共格析出相,解决了上述背景技术中提到的传统双相钢因屈服强度低和马氏体钢因韧性低而工程应用受限的问题。

[0006] 为实现上述目的,本发明提供如下技术方案:一种高强高韧纳米析出强化超细晶

马氏体奥氏体双相钢,以重量百分比计,所述马氏体奥氏体双相钢化学成分包括:

[0007] C为0.1%~0.3%,Ni为8%~12%,Cr为2%~5%,Co为6%~10%,Mo为0%~2%,Al为1%~2%,W为0%~2%,V为0.10%~0.20%,Nb为0.05%~0.15%,余量为Fe。

[0008] 优选的,以重量百分比计,所述马氏体奥氏体双相钢的化学成分包括:

[0009] C为0.15%~0.25%,Ni为9%~10%,Cr为3%~5%,Co为8%~10%,Mo为1%~2%,Al为1%~2%,W为0%~2%,V为0.10%~0.20%,Nb为0.05%~0.15%,余量为Fe。

[0010] 优选的,所述的奥氏体马氏体双相钢由板条马氏体基体和分散在基体中的等轴奥氏体组成,所述马氏体基体内部有纳米共格析出相,所述奥氏体马氏体双相钢中的晶粒特征尺寸为20nm~500nm,析出相尺寸在1-12nm,所述双相钢中马氏体(α')含量为50%~90%,所述奥氏体(γ)含量为10%~50%。

[0011] 优选的,所述的奥氏体马氏体双相钢由板条马氏体基体和分散在基体中的等轴奥氏体组成,所述马氏体基体内部有纳米共格析出相,所述奥氏体马氏体双相钢中的晶粒特征尺寸为40nm~400nm,析出相尺寸在3~10nm,所述双相钢中马氏体(α')含量为70%~90%,所述奥氏体(γ)含量为10%~30%。

[0012] 优选的,所述的双相钢屈服强度为1500~1800MPa,抗拉强度为1500~2000MPa,均匀伸长率大于5%,断裂延伸率大于10%。

[0013] 另外,为实现上述目的,本发明还提供如下技术方案:一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢的制备方法,所述制备方法包括如下步骤:

[0014] S1、对初始铸锭进行高温锻压加工;

[0015] S2、对高温锻压加工后的棒材取样后进行固溶处理,得到固溶板材;

[0016] S3、对固溶处理后的板材进行室温轧制处理;

[0017] S4、对室温轧制处理后的板材进行临界区($\alpha'+\gamma$)退火处理;

[0018] S5、对临界区退火处理后的板材进行中温长时回火处理。

[0019] 优选的,所述步骤S1中的锻压温度为950℃~1150℃,将初始锻坯铸锭锻压成 Φ 16mm的棒材,冷却方式为空冷。

[0020] 优选的,所述步骤S2中的取样是取样厚度为4~10mm的板材,所述固溶处理的温度为950℃~1150℃,固溶时间为1h~8h,冷却方式为水冷;所述步骤S3中的室温轧制的轧制量为80%~90%,每道次下轧量<5%。

[0021] 优选的,所述步骤S4中,临界区退火温度为600℃~800℃,保温时间为30s~1800s,冷却方式为空冷。

[0022] 优选的,所述步骤S5中,回火处理的温度为400℃~600℃,保温时间为0.5h~10h,冷却方式为空冷。

[0023] 本发明的有益效果是:

[0024] 1) 本发明通过成分设计和工艺调整,以逆相变在马氏体基体中引入超细晶等轴奥氏体晶粒,提高了马氏体钢的塑韧性,并结合大量的纳米共格析出实现复合强化效果,获得了极佳的强度塑性匹配,改进了传统双相钢低强度,具有优异的强度和塑性;

[0025] 2) 本发明的制备工艺简单高效,仅需要连续轧制和后续热处理就可以实现高强高韧的超细晶马氏体奥氏体双相钢,为高强高韧超细晶双相钢提供了一种行之有效的制备工艺。

附图说明

[0026] 图1为实施例1-4所制备的超细晶马氏体奥氏体双相钢的拉伸工程应力-应变曲线图；

[0027] 图2为实施例2所制备的超细晶马氏体奥氏体双相钢的透射电子显微镜 (TEM) 明场照片；

[0028] 图3为实施例2所制备的超细晶马氏体奥氏体双相钢含有析出相超高强度钢的透射电子显微镜 (TEM) 暗场照片和选区电子衍射 (SAED) ；

[0029] 图4为实施例4所制备的超细晶马氏体奥氏体双相钢的电子背散射衍射 (EBSD) 相图；

[0030] 图5为实施例4所制备的超细晶马氏体奥氏体双相钢的透射电子显微镜 (TEM) 明场照片。

具体实施方式

[0031] 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。

[0032] 本发明实施例的化学元素成分及重量占比如下所示：

[0033] C为0.25%，Ni为9%，Cr为5%，Co为10%，Mo为2.0%，Al为2%，W为2%，V为0.1%，Nb为0.15%，余量为Fe。

[0034] 进一步的，C为0.18%，Ni为10%，Cr为3%，Co为8%，Mo为1.0%，Al为1.6%，V为0.2%，Nb为0.1%，余量为Fe。

[0035] 高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢的制备方法，具体制备步骤流程如下：

[0036] 步骤1：对初始铸锭进行高温锻压加工；

[0037] 锻造温度范围为950℃～1150℃，将初始锻坯Φ80～120mm的铸锭锻压成Φ16mm的棒材，冷却方式为空冷。

[0038] 以下实施例均从高温锻压后的棒材中取样板材。

[0039] 实施例1

[0040] 步骤2：对所述钢板进行固溶处理；

[0041] 选用厚度8mm的初始钢板进行固溶处理，固溶温度为1100℃，保温时间为2h，冷却方式为水冷。

[0042] 步骤3：对步骤2所得的固溶处理钢板进行室温轧制处理；

[0043] 将步骤2所得钢板进行室温轧制处理得到厚度为1.2mm的钢板，每道次下轧量<5%，总累积下轧量约为80%。

[0044] 步骤4：对步骤3所得钢板进行临界区($\alpha' + \gamma$)退火处理；

[0045] 将步骤3所得厚度1.2mm的钢板在箱式炉中进行临界区退火，退火温度为650℃，退火时间为30min，后空冷至室温。

[0046] 步骤5：对步骤4所得钢板进行中温长时回火处理；

[0047] 将步骤4所得厚度1.2mm的钢板在箱式炉中进行高温长时回火,回火温度为500℃,回火时间为6h,后空冷至室温。

[0048] 如图1所示,图1中的实线为实施例1在轧制方向上的工程应力应变曲线,其力学特征为:屈服强度为1550MPa,抗拉强度为1630MPa,均匀伸长率为6.5%,断裂延伸率为12.5%。其奥氏体马氏体双相钢中的晶粒特征尺寸为100-450nm,析出相尺寸在6-10nm,所述双相钢中马氏体(α')含量为68%,所述奥氏体(γ)含量为32%。

[0049] 实施例2

[0050] 步骤2:对所述钢板进行固溶处理;

[0051] 选用厚度10mm的初始钢板进行固溶处理,固溶温度为1100℃,保温时间为2h,冷却方式为水冷。

[0052] 步骤3:对步骤2所得的固溶处理钢板进行室温轧制处理;

[0053] 将步骤2所得钢板进行室温轧制处理得到厚度为1mm的钢板,每道次下轧量 $<5\%$,总累积下轧量约为90%。

[0054] 步骤4:将步骤3所得的钢板进行临界区($\alpha'+\gamma$)退火处理;

[0055] 选用退火温度为650℃,退火时间为20min,冷却方式为空冷。

[0056] 步骤5:对步骤4所得钢板进行中温长时回火处理;

[0057] 将步骤4所得厚度1mm的钢板在箱式炉中进行高温长时回火,回火温度为500℃,回火时间为5h,后空冷至室温。

[0058] 如图1所示,图1中的虚线为实施例2在轧制方向上的工程应力应变曲线,其力学特征为:屈服强度为1650MPa,抗拉强度为1705MPa,均匀伸长率为7.5%,断裂延伸率为14.3%。

[0059] 图2是实施例2完成步骤5中温长时回火后所得板材侧面的TEM明场像照片,观察到明显的等轴奥氏体和板条马氏体组织,奥氏体晶粒约为40-400nm,晶粒内部位错密度较低,在变形过程中可有效的塞积位错,并发生相变诱导塑性效应,进而提升塑韧性;马氏体板条厚度约为40-400nm,内部有高密度的位错,可提供较高的强度。

[0060] 图3是是实施例2完成步骤5中温长时回火后所得板材侧面马氏体内部的TEM暗场像照片,观察到明显的共格析出相,且析出相尺寸在5-10nm。这是由于在制备过程中,较高的固溶温度可以使合金元素充分固溶并形成过饱和固溶体,从而在后续回火过程中在马氏体基体内部形成大量弥散分布的纳米析出相。

[0061] 实施例3

[0062] 本实施例前三步和实施例2相同,后续步骤为:

[0063] 步骤4:对步骤3所得室温轧制钢板进行临界区($\alpha'+\gamma$)退火处理;

[0064] 将步骤3所得厚度1mm的钢板在箱式炉中进行临界区退火,退火温度为680℃,退火时间为15min,后空冷至室温。

[0065] 步骤5:对步骤4所得室温轧制钢板进行中温长时回火处理;

[0066] 将步骤3所得厚度1mm的钢板在箱式炉中进行中温长时回火,回火温度为500℃,回火时间为8h,后空冷至室温。

[0067] 图1中的点虚线为实施例3在轧制方向上的工程应力应变曲线,其力学特征为:屈服强度为1650MPa,抗拉强度为1778MPa,均匀伸长率为5.2%,断裂延伸率为10.3%。其奥氏

体马氏体双相钢中的晶粒特征尺寸为30-400nm,析出相尺寸在8-12nm,所述双相钢中马氏体(α')含量为85%,所述奥氏体(γ)含量为15%。

[0068] 实施例4

[0069] 本实施例与实施例2的步骤1-3完全相同,本实施例的后续步骤为:

[0070] 步骤4:将步骤3所得的钢板进行临界区($\alpha'+\gamma$)退火处理,得到马氏体奥氏体双相钢;

[0071] 选用退火温度为700℃,退火时间为5min,冷却方式为空冷。

[0072] 步骤5:对步骤4所得钢板进行中温长时回火处理;

[0073] 将步骤3所得厚度1mm的钢板在箱式炉中进行高温长时回火,回火温度为500℃,回火时间为5h,后空冷至室温。

[0074] 图1中的点线为实施例4在轧制方向上的工程应力应变曲线,其力学特征为:屈服强度为1700MPa,抗拉强度为1920MPa,均匀伸长率为5.5%,断裂延伸率为10.1%。

[0075] 图4是本实施例的电子背散射衍射(EBSD)相图,其组织结构为:奥氏体相(浅灰色)含量约为25%;马氏体相(深灰色)含量约为75%,且奥氏体颗粒均匀分布在马氏体基体周围。

[0076] 图5是本实施例的TEM明场像照片,可以看出大量的等轴态奥氏体分散在马氏体基体周围,奥氏体为等轴态,晶粒尺寸为30-300nm,析出相尺寸在3-8nm,;马氏体板条厚度为100-400nm。所述双相钢中马氏体(α')含量为75%,所述奥氏体(γ)含量为25%。

[0077] 不同实施例的力学性能检测结果如下表1所示。

[0078] 表1不同实施例的力学性能检测结果

[0079]	编号	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	均匀伸长率 (%)	断裂伸长率 (%)
	实施例 1	1550	1630	7.5	14.3
	实施例 2	1650	1705	6.5	12.1
	实施例 3	1680	1886	5.2	10.3
	实施例 4	1710	1911	5.5	10.1

[0080] 由图2-图5的微观结构表明,本发明通过轧制后高温短时退火,使得部分马氏体逆相变形成等轴奥氏体分散在未相变的回火马氏体周围,形成了马氏体奥氏体双相结构;通过对双相钢再进行中温长时回火处理,在马氏体基体内部形成了纳米析出相,其中超细晶奥氏体晶粒提供塑性,马氏体及内部析出相提供高强度。

[0081] 本发明通过成分设计和制备工艺优化,获得了一种高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢,组织结构为超细晶板条马氏体基体、共格纳米析出相以及等轴奥氏体组织。其中,板条马氏体由于位错密度较高,再通过共格析出可以有效提高材料的强度。超细晶等轴的奥氏体由于晶粒细小,晶粒内部位错密度较低,可有效提升强度和塑性。因

此,相比马氏体时效钢,所述马氏体奥氏体双相钢可在提高强度的同时,进一步提升延伸率。

[0082] 本发明制备的高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢,力学特征在于其拉伸屈服强度范围为1500MPa~1800MPa,极限拉伸强度范围为1600MPa~2000MPa,拉伸均匀伸长率范围为5%~8%,断裂伸长率范围在10%~15%。其高强高韧纳米析出强化超细晶马氏体奥氏体双相钢具有较高的强度和较好的延伸率,原因在于,经过高温锻压、固溶及轧制处理后,获得了超细晶板条马氏体结构,之后在临界区退火,超细晶等轴奥氏体晶粒分散在马氏体基体内部,形成马氏体奥氏体双相结构,强度略有降低,但有效地提升了延伸率;之后中温回火处理,长时效形成了3~10nm的共格纳米析出相,该析出相尺寸较小,且与基体共格,在变形过程中可进一步在保留原有塑韧性的基础上提升强度,从而实现高强高韧的目的。

[0083] 本发明提出了超细晶等轴奥氏体、纳米板条马氏体和纳米共格析出相的微观组织控制思路以获得高强度高韧性,提出了通过成分设计和两相区($\alpha' + \gamma$)退火以及中温回火获得屈服强度不低1500MPa和均匀伸长率不低于5%的低成本、高强韧双相钢的组织结构和力学性能控制思路,以实现新一代超高强度双相钢的制造和工程应用。

[0084] 尽管参照前述实施例对本发明进行了详细的说明,对于本领域的技术人员来说,其依然可以对前述各实施例所记载的技术方案进行修改,或者对其中部分技术特征进行等同替换,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之内。

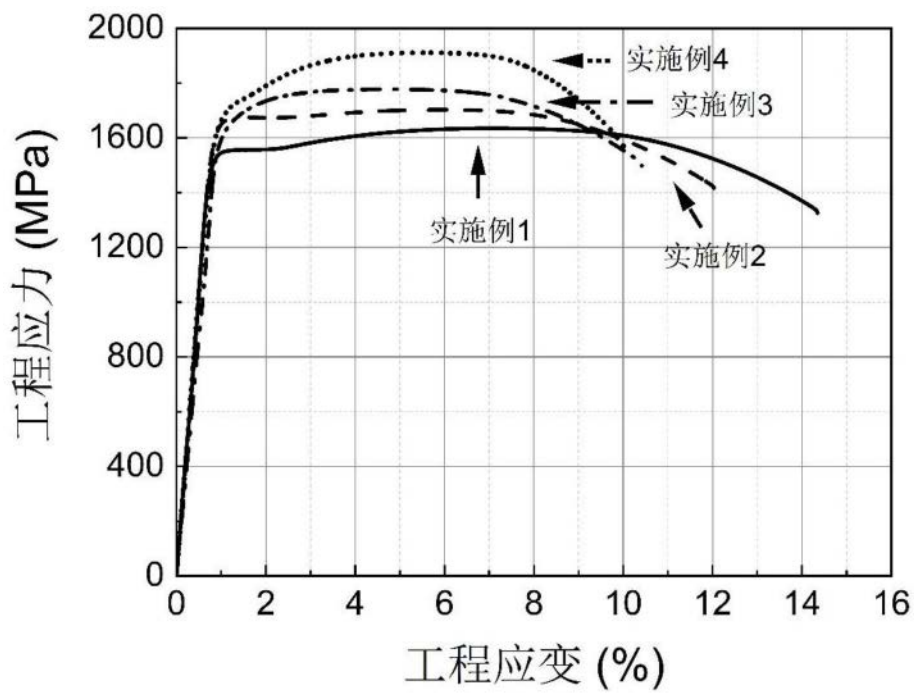
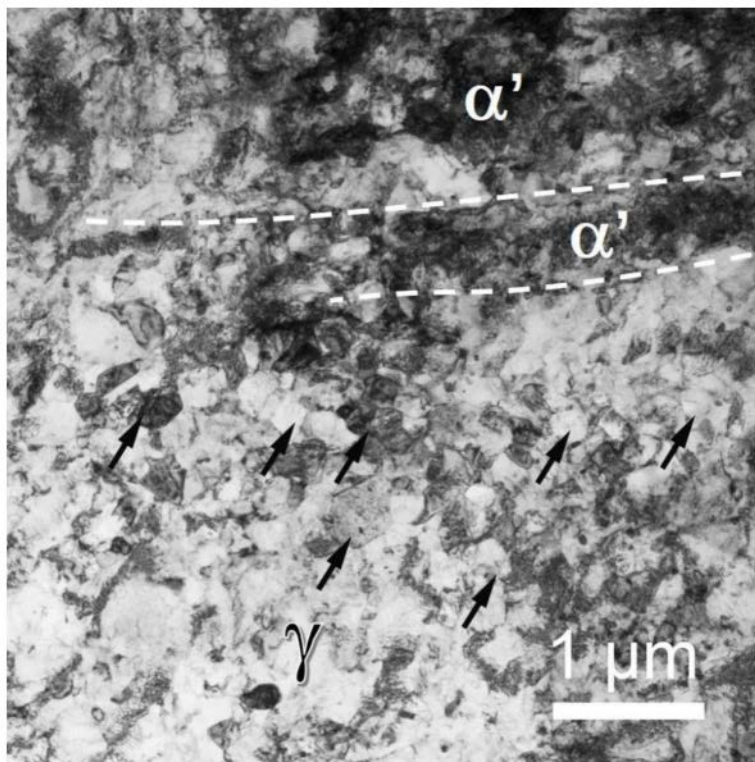


图1



细小的等轴晶为 γ 奥氏体（黑色箭头）
高密度位错的长板条晶粒为 α' 马氏体（白色虚线）

图2

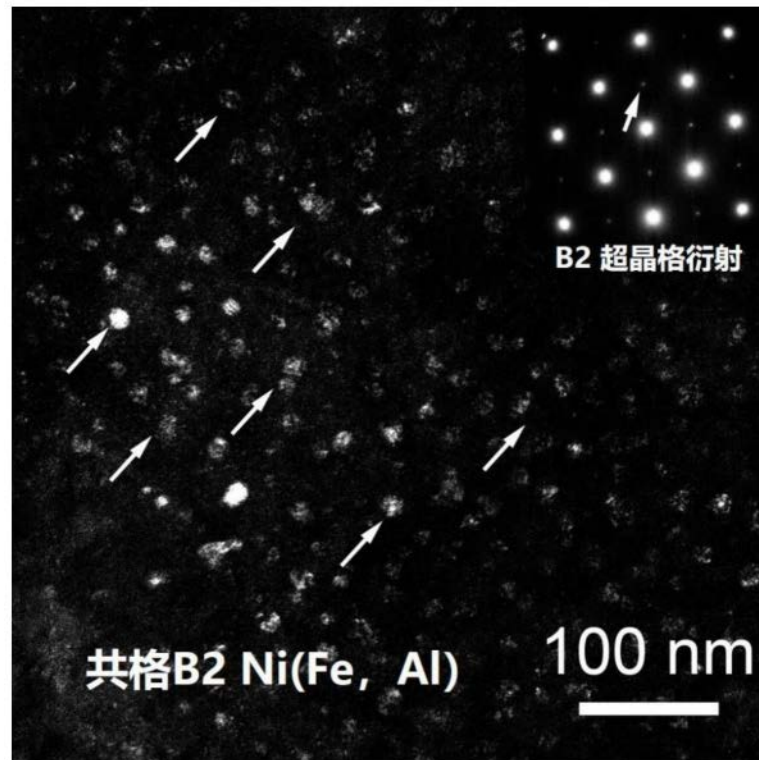
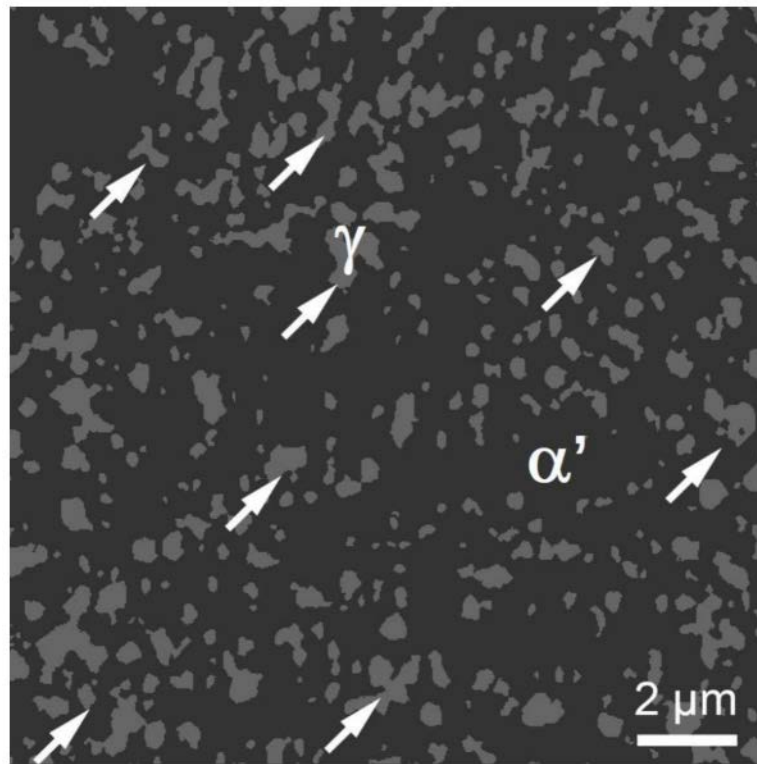
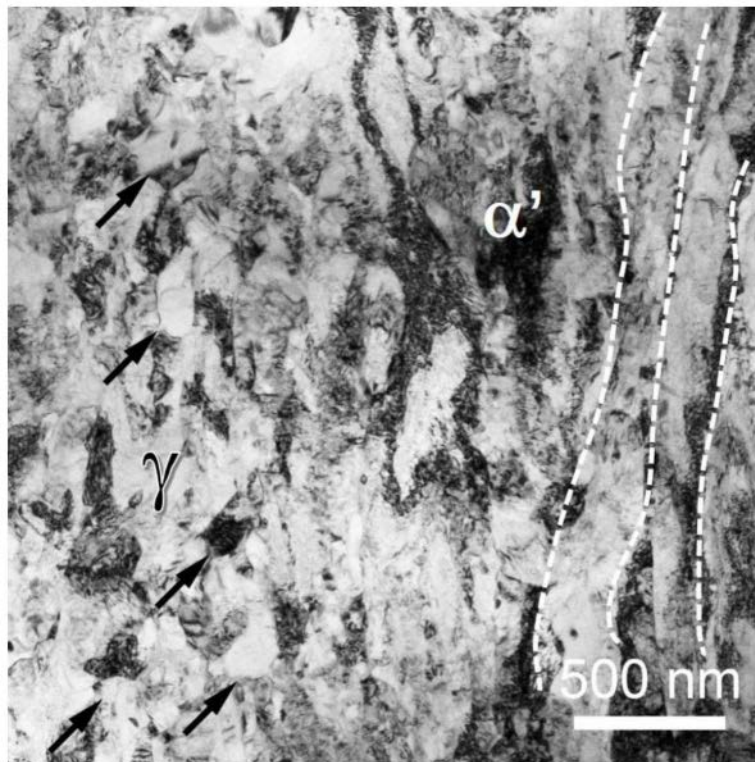


图3



箭头所指浅灰色区域为 γ 奥氏体
其余深灰色区域均为 α' 马氏体

图4



细小的等轴晶为 γ 奥氏体（黑色箭头）
高密度位错的长板条晶粒为 α' 马氏体（白色虚线）

图5