



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 114150232 B

(45) 授权公告日 2022. 11. 29

(21) 申请号 202111417024.3

C22C 38/50 (2006.01)

(22) 申请日 2021.11.25

C22C 38/42 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

C22C 38/44 (2006.01)

申请公布号 CN 114150232 A

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

(43) 申请公布日 2022.03.08

C22C 38/54 (2006.01)

(73) 专利权人 香港理工大学深圳研究院

C22C 33/04 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

地址 518057 广东省深圳市南山区粤海街道高新技术产业园南区粤兴一道18号  
香港理工大学产学研大楼205室

(56) 对比文件

WO 2021084025 A1, 2021.05.06

CN 107254642 A, 2017.10.17

CN 111593260 A, 2020.08.28

CN 110923573 A, 2020.03.27

CN 112501515 A, 2021.03.16

(72) 发明人 焦增宝 周冰晨

(74) 专利代理机构 深圳市君胜知识产权代理事务所(普通合伙) 44268

专利代理师 刘芙蓉

审查员 刘肖

(51) Int. Cl.

C22C 38/06 (2006.01)

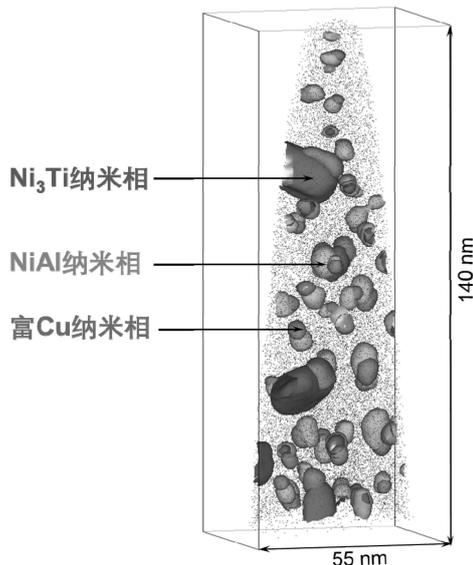
权利要求书1页 说明书8页 附图1页

(54) 发明名称

一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢及其制造方法

(57) 摘要

本发明公开一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢及其制造方法,按重量百分比计,超高强度马氏体时效钢的化学成分包括: Ni为2-10%, Al为0.5-2.0%, Ti为0.5-2.5%, Cu为0.5-2.5%, Mn为0-10%, Mo为0-5%, Cr为0-11%, C为0-0.1%, B为0.01-0.06%, P不高于0.04%, S不高于0.04%, N不高于0.04%, O不高于0.05%; 其余为Fe和不可避免的杂质。原料经熔炼、轧制、固溶和时效处理,制成共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢,获得优异的强塑性匹配、良好的焊接和耐腐蚀性能。



1. 一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢,其特征在于,所述超高强度马氏体时效钢包括马氏体基体和分散在所述马氏体基体中的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相,所述共格NiAl纳米相和共格富Cu纳米相中的至少一种和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相复合析出;

按重量百分比计,所述超高强度马氏体时效钢的化学成分包括: Ni为8%, Al为1%, Ti为1.5%, Cu为2%, Mn为2%, Mo为3%, Cr为10%, C为0.05%, B为0.02%; 其余为Fe和不可避免的杂质;

按重量百分比计,所述超高强度马氏体时效钢中Al、Ti、Cu的含量满足 $Al+1/2Ti+1/2Cu=2.75\%$ ;

所述超高强度马氏体时效钢的屈服强度为1682MPa, 抗拉强度为1829MPa, 延伸率为8.6%;

所述共格NiAl纳米相尺寸为1-10纳米, 每立方微米内共格NiAl纳米相数目为10,000-5000000个;

所述共格富Cu纳米相尺寸为1-10纳米, 每立方微米内共格富Cu纳米相数目为10,000-5000000个;

所述非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相尺寸为2-30纳米, 每立方微米内非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相数目为5,000-5000000个;

所述复合析出形成复合析出相, 所述复合析出相的形状呈球形、椭球形或杆状;

所述的共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢的制造方法, 包括步骤:

配制超高强度马氏体时效钢所需的原料, 将所述原料进行熔炼处理;

将熔炼得到的铸锭以每次5-10%的压下量进行轧制处理, 得到总压下量为70%的板材;

将得到的板材在950℃进行固溶处理, 保温时间为0.5小时, 冷却至室温;

将冷却得到的板材在500℃进行时效处理, 保温时间为4小时, 冷却至室温, 得到超高强度马氏体时效钢;

所述熔炼处理的工艺为: 将所述原料放置于熔炼炉内, 在电磁搅拌作用下透底熔炼多次。

## 一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及超高强度马氏体时效钢技术领域,尤其涉及一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 高强度钢铁材料是国家基础设施建设和高端装备制造的关键工程材料,对国民经济发展和国防建设起着关键的支撑和推动作用。超高强度钢广泛应用于航空航天、汽车舰船、能源电站、海洋工程、国防建设等重要战略领域,尤其对汽车制造业,使用超高强度钢不仅可以提升车身坚固性,而且还能够满足轻量化设计要求,实现性能提升和节能减排的双重目标,因此研究新型超高强度钢的设计、发展和应用具有重要的工程价值和理论意义。传统的超高强度钢是屈服强度在1200-2000MPa的一类钢种,纳米析出强化是超高强度钢的最重要强化方式之一,如典型的二次硬化超高强度钢,通过添加Cr、Mo、V、C等合金元素形成纳米碳化物,进而产生析出强化和细晶强化的效果,然而材料中的高碳含量严重降低了钢材的焊接性能,因此这类材料对焊接工艺有很高的要求。超低碳高合金马氏体时效钢是在马氏体基体中析出金属间化合物强化的超高强度钢,通过添加Co、Ni、Mo、Ti等金属间化合物形成元素,利用金属间化合物的析出强化作用提高钢材强度,这类钢材有优异强度和良好的焊接性能,但是其高含量的Co和Ni使得材料的成本提高,严重制约了该钢种的广泛使用。另一方面,纳米析出强化钢在追求超高强度的同时,往往伴随着加工硬化不足、均匀变形能力差等缺点,成为了制约纳米析出强化钢发展的瓶颈之一。

[0003] 因此,现有技术仍有待于改进和发展。

### 发明内容

[0004] 从微观组织的角度分析,共格纳米相尺寸细小、分布弥散,在塑性变形时极易被位错切过,使得位错可以在被激活的滑移面上连续滑移,引起材料局部变形,并导致加工硬化能力不足和颈缩提前产生。相比而言,非共格纳米相难以被位错切过,运动位错以Orowan机制绕过非共格纳米相,增加了材料的加工硬化能力,同时分散滑移促进材料的均匀变形,但是,当非共格纳米相尺寸过大或数量过多时会引起微观裂纹的萌生,降低材料的塑性和韧性。因此,通过优化设计合金成分和热处理工艺、科学调控多种纳米相复合析出组织,是开发具有超高强度、优异塑韧性和良好焊接性能的新型马氏体时效钢的重要发展方向。

[0005] 基于此,本发明的技术思想是构筑合理的共格和非共格纳米相复合析出的微观组织,利用高浓度的共格纳米相提高强度,利用适量的非共格纳米相提高塑性变形能力,进而获得超高强度、优异塑韧性和良好焊接性能的良好匹配。具体地,本发明通过合理的添加合金化元素,在适当的热处理工艺下,控制多种纳米相的析出热力学和动力学行为,优化调控多种纳米析出相的析出组织,最大限度的发挥共格和非共格纳米相的复合强化效果,提高钢材的强度和塑性变形能力,获得良好的强塑性匹配;本发明不依赖于碳化物强化,钢中的

低碳含量可保障材料的良好焊接性能;同时通过适当的添加Cr、Mo、Al、Cu元素提高材料的耐腐蚀性能,从而制备出具有超高强度、良好塑性、焊接性和耐腐蚀性的新型超高强度马氏体时效钢,为工程结构应用提供新型的高性能材料。

[0006] 具体地,本发明的技术方案如下:

[0007] 一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢,其中,所述超高强度马氏体时效钢包括马氏体基体和分散在所述马氏体基体中的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相,所述共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相中的至少两种复合析出。

[0008] 可选地,按重量百分比计,所述超高强度马氏体时效钢的化学成分包括: Ni为2-10%, Al为0.5-2.0%, Ti为0.5-2.5%, Cu为0.5-2.5%, Mn为0-10%, Mo为0-5%, Cr为0-11%, C为0-0.1%, B为0.01-0.06%, P不高于0.04%, S不高于0.04%, N不高于0.04%, O不高于0.05%;其余为Fe和不可避免的杂质。

[0009] 可选地,按重量百分比计,所述超高强度马氏体时效钢中Al、Ti、Cu的含量满足 $Al+1/2Ti+1/2Cu=1.5-3.5\%$ 。

[0010] 可选地,所述共格NiAl纳米相尺寸为1-10纳米,每立方微米内共格NiAl纳米相数目不少于10,000个。

[0011] 可选地,所述共格富Cu纳米相尺寸为1-10纳米,每立方微米内共格富Cu纳米相数目不少于10,000个。

[0012] 可选地,所述非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相尺寸为2-30纳米,每立方微米内非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相数目不少于5,000个。

[0013] 可选地,所述复合析出形成复合析出相,所述复合析出相的形状呈球形、椭球形或杆状。

[0014] 可选地,所述超高强度马氏体时效钢的屈服强度为1200-1800MPa,抗拉强度为1200-2000MPa,延伸率为5-20%。

[0015] 一种本发明所述的共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢的制造方法,其中,包括步骤:

[0016] 配制超高强度马氏体时效钢所需的原料,将所述原料进行熔炼处理;

[0017] 将熔炼得到的铸锭以每次5-20%的压下量进行轧制处理,得到总压下量为30-80%的板材;

[0018] 将得到的板材在800-1300℃的温度区间进行固溶处理,保温时间为0.1-3小时,冷却至室温;

[0019] 将冷却得到的板材在400-600℃的温度区间进行时效处理,保温时间为0.1-20小时,冷却至室温,得到超高强度马氏体时效钢。

[0020] 可选地,所述熔炼处理的工艺为:将所述原料放置于熔炼炉内,在电磁搅拌作用下透底熔炼多次。

[0021] 有益效果:本发明提供一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢,利用高浓度、尺寸细小、分布均匀的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的复合强化,制成具有超高强度且具备良好塑性的新型超高强度马氏体时效钢。具体地,本发明去除了成本昂贵的Co元素,降低并优化了Ni含量,设计了一种通过添加Al、Ti、Cu

元素以形成共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的复合析出组织,同时在马氏体基体中形成少量的残余奥氏体优化材料的塑韧性,从而制备出具备优异综合力学性能的新型超高强度马氏体时效钢。

### 附图说明

[0022] 图1是本发明实施例1中NCPH8钢的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的三维原子探针图片。

### 具体实施方式

[0023] 本发明提供一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢及其制造方法,为使本发明的目的、技术方案及效果更加清楚、明确,以下对本发明进一步详细说明。应当理解,此处所描述的具体实施例仅仅用以解释本发明,并不用于限定本发明。

[0024] 本发明实施例提供一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢,其中,所述超高强度马氏体时效钢包括马氏体基体和分散在所述马氏体基体中的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相,所述共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相中的至少两种复合析出。进一步地,所述复合析出形成复合析出相,所述复合析出相的形状呈球形、椭球形或杆状。

[0025] 本实施例提供一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢,利用高浓度、尺寸细小、分布均匀的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的复合强化,制成具有超高强度且具备良好塑性的新型超高强度马氏体时效钢。

[0026] 进一步地,按重量百分比计,所述超高强度马氏体时效钢的化学成分包括: Ni为2-10%, Al为0.5-2.0%, Ti为0.5-2.5%, Cu为0.5-2.5%, Mn为0-10%, Mo为0-5%, Cr为0-11%, C为0-0.1%, B为0.01-0.06%, P不高于0.04%, S不高于0.04%, N不高于0.04%, O不高于0.05%;其余为Fe和不可避免的杂质。

[0027] 下面对超高强度马氏体时效钢的各化学成分含量范围的限定理由进行说明:

[0028] Ni: 纳米金属间化合物析出相的主要形成元素, Ni和Al可以形成共格NiAl金属间化合物析出相, 高浓度的共格NiAl纳米相可以有效提高钢材强度; Ni和Ti可以形成非共格Ni<sub>3</sub>Ti金属间化合物析出相, 适量的非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相可以有效提高钢材的强度和塑性变形能力, 获得较好的强塑性匹配。此外, Ni元素有助于提高钢材基体的韧性。但是, Ni为奥氏体形成元素, 其含量过高时, 会使得材料中含有过量的残余奥氏体, 从而降低钢材的强度, 并增加材料成本, 因此本实施例钢材中Ni含量限定在2-10%。

[0029] Al: 纳米NiAl金属间化合物的主要形成元素, 高浓度的共格NiAl纳米相可以有效提高钢材强度。此外, Al是炼钢过程中的脱氧剂, 有净化钢液的作用, 但过量的Al会促进δ铁素体的形成, 降低钢材的韧性和塑性, 因此本实施例钢材中Al含量限定为0.5-2.0%。

[0030] Ti: 非共格Ni<sub>3</sub>Ti金属间化合物析出相的主要形成元素, 适量的非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相可以有效提高钢材的强度和塑性变形能力。但过量的Ti会促进δ铁素体的形成, 降低材料的韧性和塑性, 并增加材料成本, 因此本实施例钢材中Ti含量限定为0.5-2.5%。

[0031] Cu: 共格富Cu纳米相的主要形成元素, 高浓度的共格富Cu纳米相可以有效提高钢材强度, 同时可以协助NiAl纳米相和Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的异质形核, 大幅增强纳米析出相的复合

强化的效果。此外,Cu还具有提高钢材在大气和海水中的耐腐蚀性能,但过量的Cu会使得钢材产生热脆性,因此本实施例钢材中Cu含量限定为0.5-2.5%。

[0032] Mn:奥氏体稳定元素,Mn可以替代部分Ni促进奥氏体形成,降低材料的成本。同时Mn作为置换原子进入共格NiAl纳米相中,参与NiAl纳米相的析出强化作用。但过量的Mn添加会降低材料的Ms点,形成过量的残余奥氏体组织,降低材料的强度。此外,过量的Mn会导致材料的成分偏析,降低材料的韧性和焊接性能,因此本实施例钢材中Mn含量限定为0-10%。

[0033] Mo:在马氏体时效钢中对材料的强韧性和耐腐蚀性都有利的合金元素。Mo是钢中有效的固溶强化元素,Mo还能净化晶界,抑制晶间化合物的形成,提高材料的断裂韧性。Mo还可以作为置换原子进入非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相中,参与Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的析出强化作用,并可降低马氏体基体与Ni<sub>3</sub>Ti纳米相之间的晶格错配度,从而降低Ni<sub>3</sub>Ti的形核功,促进Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的形成。此外,在某些还原性介质中,Mo还可以促进Cr的钝化作用,因此Mo元素可以提高钢材在硫酸、盐酸、磷酸及有机酸中的耐蚀性,并有效地抑制氯离子的点蚀倾向,提高钢材的抗晶间腐蚀能力。但过量的Mo添加会促进脆性Laves相的形成,降低材料的韧性和塑性,并增加材料成本,因此本实施例钢材中Mo含量限定为0-5%。

[0034] Cr:钢材中很有效的抗氧化和耐腐蚀元素,能够显著的提升钢材的抗氧化和耐腐蚀性能。但Cr含量过高会显著降低材料的Ms点,不利于马氏体基体的形成,且增加材料成本,因此本实施例钢材中Cr含量限定在0-11%。

[0035] C:与Ti和Mo形成稳定的纳米碳化物,能有效细化原奥氏体晶粒,产生细晶强化作用,从而提高钢材的强度。但C含量过高时显著危害钢材的焊接性能,因此本实施例钢材中C的含量限定在0-0.1%。

[0036] B:可显著提高钢材的淬透性,促进马氏体的形成,并提高钢材的晶界结合力,改善钢材的强度和韧性。但B含量过高时,容易在晶界形成脆性硼化物,从而降低材料的塑性和韧性,因此本实施例钢材中B含量限定为0.01-0.06%。

[0037] 本实施例所述超高强度马氏体时效钢的主要强化相为共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相。进一步地,按重量百分比计,所述超高强度马氏体时效钢中Al、Ti、Cu的含量满足 $Al+1/2Ti+1/2Cu=1.5-3.5\%$ 。

[0038] 与现有技术相比,本实施例超高强度马氏体时效钢具有以下有益效果:

[0039] 1. 去除了传统马氏体时效钢中昂贵的Co元素,优化并降低Ni元素的含量,大幅度降低了钢材成本;

[0040] 2. 本实施例不依赖于碳化物强化,钢中的低碳含量可保障材料的良好焊接性能;

[0041] 3. 通过添加适量的Al、Ti和Cu元素使得马氏体基体中形成高密度、尺寸细小的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的复合析出组织,表现出优异的复合析出强化效果,同时提高钢材的强度和塑性变形能力,使得屈服强度达1200-1800MPa,抗拉强度达1200-2000MPa;

[0042] 4. 通过添加一定量的Cr和Al元素,保障钢材的耐腐蚀性能,而且钢材中的Cu和Mo元素也可使得所述钢材在抗氧化性、耐海水和大气腐蚀性能方面有显著的提升。

[0043] 进一步地,所述共格NiAl纳米相尺寸为1-10纳米,每立方微米内共格NiAl纳米相数目不少于10,000个。更进一步地,每立方微米内共格NiAl纳米相数目为10,000-5,000,

000个,高浓度的共格NiAl纳米相可以有效提高钢材的强度。

[0044] 进一步地,所述共格富Cu纳米相尺寸为1-10纳米,每立方微米内共格富Cu纳米相数目不少于10,000个。更进一步地,每立方微米内共格富Cu纳米相数目为10,000-5,000,000个,高浓度的共格富Cu纳米相可以有效提高钢材的强度。

[0045] 进一步地,所述非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相尺寸为2-30纳米,每立方微米内非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相数目不少于5,000个。更进一步地,每立方微米内非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相数目为5,000-5,000,000个,高浓度的非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相可以有效提高钢材的强度和塑性变形能力。

[0046] 进一步地,所述超高强度马氏体时效钢的屈服强度为1200-1800MPa,抗拉强度为1200-2000MPa,延伸率为5-20%。

[0047] 本发明实施例还提供一种如上所述的共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢的制造方法,其中,包括步骤:

[0048] S1、配制超高强度马氏体时效钢所需的原料,将所述原料进行熔炼处理;

[0049] S2、将熔炼得到的铸锭以每次5-20%的压下量进行轧制处理,得到总压下量为30-80%的板材;

[0050] S3、将得到的板材在800-1300℃的温度区间进行固溶处理,保温时间为0.1-3小时,冷却至室温(指的是16-24℃);

[0051] S4、将冷却得到的板材在400-600℃的温度区间进行时效处理,保温时间为0.1-20小时,冷却至室温,得到超高强度马氏体时效钢。

[0052] 本实施例中,配制共格和非共格纳米相复合强化钢所需的原料,然后在电弧炉或冶炼炉中进行熔炼,熔炼所得的铸锭具有优良的冷、热加工性能,可采用连铸连轧、冷轧、温轧、热轧或热锻加工成板材。轧制后的钢材可在800-1300℃单相奥氏体相区进行固溶处理,保温时间为0.1-3小时,随后冷却至室温,亦可在固溶处理并冷却后再进行深冷处理,深冷处理时间为0.1-24小时,以获得更多的马氏体组织。接着,将板材进行时效处理,时效温度过高会导致纳米相粗化,而时效温度过低时,纳米相析出缓慢且数量不足。通过对不同温度、不同保温时间样品进行硬度测试的实验,确定了该类钢材的时效处理工艺为400-600℃保温0.1-20小时。经过三维原子探针测定,在马氏体基体上析出了高浓度、尺寸细小、分布均匀的共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相,多种共格和非共格纳米相的复合析出有效的提高了钢材的强度和塑性变形能力,从而获得优异的力学性能。

[0053] 进一步地,所述熔炼处理的工艺为:将所述原料放置于熔炼炉内,在电磁搅拌作用下透底熔炼多次,使合金组份均匀化。

[0054] 进一步地,所述配制共格和非共格纳米相复合强化钢所需的原料包括:Fe、Ni、Al、Ti、Cu、Mn、Mo、Cr、C和B元素。

[0055] 以下结合附图,通过具体实施例对本发明的技术方案作进一步说明。本发明的权利范围不限于以下实施例,列举这些实例仅出于示例性的目的而不以任何方式限制本发明。

[0056] 实施例1:

[0057] 根据本发明新型超高强度马氏体时效钢的化学成分范围,冶炼了发明钢NCPH1-8。按照表1的成分方案配制原料,在电弧炉中进行熔炼,将熔炼制得的铸锭以每次5-10%的压下量进行轧制处理,得到总变形量为70%的板材,将得到的板材在950℃进行0.5小时的固

溶处理,之后水淬至室温,然后在不同的温度和时间进行时效处理,冷却至室温,制得发明钢NCPH1-8。

[0058] 表1.发明钢NCPH1-8的合金成分组成

编号	组分 (wt.%)									
	Ni	Al	Ti	Cu	Mn	Mo	Cr	C	B	Fe 及 杂质
[0059] NCPH1	8	1	1.5	2	2	3	10	0.05	0.02	余量
NCPH2	8	1	1.5	2	5	3	5	0.05	0.02	余量
NCPH3	8	0.5	1	2	-	3	10	0.05	0.02	余量
NCPH4	8	0.5	1	2	2	3	10	0.05	0.02	余量
NCPH5	8	1	1.5	2	2	4	10	0.05	0.02	余量
[0060] NCPH6	8	0.5	2	1	2	3	10	0.05	0.02	余量
NCPH7	3	1.5	1	2	8	3	-	0.05	0.05	余量
NCPH8	8	0.5	1	2	-	-	-	0.05	0.05	余量

[0061] 试验例1:

[0062] 利用三维原子探针对发明钢NCPH8中形成的纳米析出相进行表征,从图1可知,马氏体基体上析出了高浓度、尺寸细小、分布均匀的三种纳米析出相,包括共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相,而且富Cu纳米相可以和NiAl纳米相、Ni<sub>3</sub>Ti纳米相形成复合析出相。析出相的形状均呈球形或椭球形,其中富Cu纳米相和NiAl纳米相的平均尺寸约3纳米,两种纳米相的数目密度大于 $10^{23}m^{-3}$ ,Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的等效平均尺寸约15纳米,该纳米相的数目密度大于 $10^{22}m^{-3}$ 。因此,本发明的新型超高强度马氏体时效钢中形成了共格

和非共格纳米相复合析出的微观组织,根据纳米析出强化机制和塑性变形机理,高浓度的共格纳米相可以有效提高钢材的强度,适量的非共格纳米相提高钢材的强度和塑性变形能力,进而获得超高强度和优异塑性的良好匹配。

[0063] 试验例2:

[0064] 通过线切割加工发明钢NCPH1-8的拉伸试样,在MTS试验机上进行室温拉伸试验,钢材的屈服强度、拉伸强度、断后伸长率列于表2。可以看出,本发明钢材的屈服强度达1200-1800MPa,抗拉强度为1200-2000MPa,延伸率为5-20%。由此可见,本发明通过合理的合金设计以及合适的热处理工艺制备得到的共格和非共格纳米相复合强化的新型马氏体时效钢,获得了优异的强塑性匹配。

[0065] 表2.发明钢NCPH1-8的室温拉伸力学性能

编号	固溶温度 和时间	时效温度和 时间	屈服强度 (MPa)	拉伸强度 (MPa)	伸长率 (%)
NCPH1	950°C/0.5h	500°C/4h	1682	1829	8.6
NCPH2	950°C/0.5h	550°C/1h	1370	1559	11.6
NCPH3	900°C/0.5h	550°C/1h	1577	1624	7.0
[0066] NCPH4	900°C/0.5h	550°C/1h	1297	1422	13.8
NCPH5	950°C/0.5h	500°C/4h	1763	1876	8.5
NCPH6	900°C/0.5h	550°C/1h	1228	1603	10.0
NCPH7	900°C/0.5h	550°C/4h	1440	1442	5.0
NCPH8	900°C/0.5h	550°C/4h	1258	1278	8.0

[0067] 综上所述,本发明提供一种共格和非共格纳米相复合强化的超高强度马氏体时效钢及其制造方法,所述超高强度马氏体时效钢的化学成分包括: Ni为2-10%, Al为0.5-2.0%, Ti为0.5-2.5%, Cu为0.5-2.5%, Mn为0-10%, Mo为0-5%, Cr为0-11%, C为0-0.1%,

B为0.01-0.06%，P不高于0.04%，S不高于0.04%，N不高于0.04%，O不高于0.05%；其余为Fe和不可避免的杂质。本发明去除了成本昂贵的Co元素，降低并优化了Ni含量，设计了一种通过添加Al、Ti、Cu元素以形成共格NiAl纳米相、共格富Cu纳米相和非共格Ni<sub>3</sub>Ti纳米相的复合析出组织，同时在马氏体基体中形成少量的残余奥氏体优化材料的塑韧性，从而制备出具备优异综合力学性能的新型超高强度马氏体时效钢。

[0068] 应当理解的是，本发明的应用不限于上述的举例，对本领域普通技术人员来说，可以根据上述说明加以改进或变换，所有这些改进和变换都应属于本发明所附权利要求的保护范围。

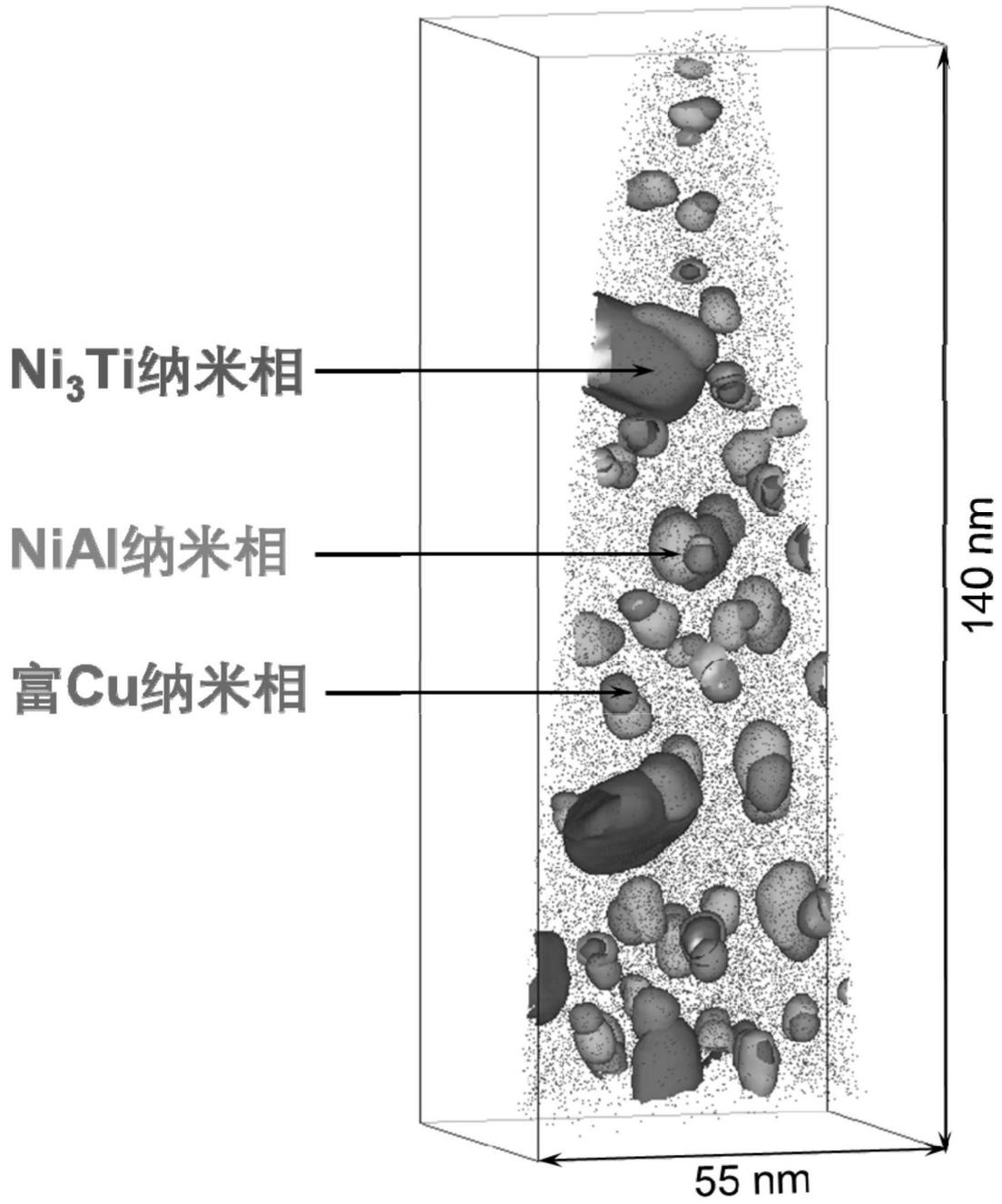


图1