



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 110684928 B

(45) 授权公告日 2020.10.23

(21) 申请号 201911053453.X

C22C 38/48 (2006.01)

(22) 申请日 2019.10.31

C22C 38/42 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

C22C 38/06 (2006.01)

申请公布号 CN 110684928 A

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 1/18 (2006.01)

(43) 申请公布日 2020.01.14

审查员 赵阳

(73) 专利权人 上海交通大学

地址 200030 上海市闵行区东川路800号

(72) 发明人 刘庆冬 侯维 顾剑锋

(74) 专利代理机构 上海科盛知识产权代理有限公司 31225

代理人 许耀

(51) Int.Cl.

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/44 (2006.01)

C22C 38/46 (2006.01)

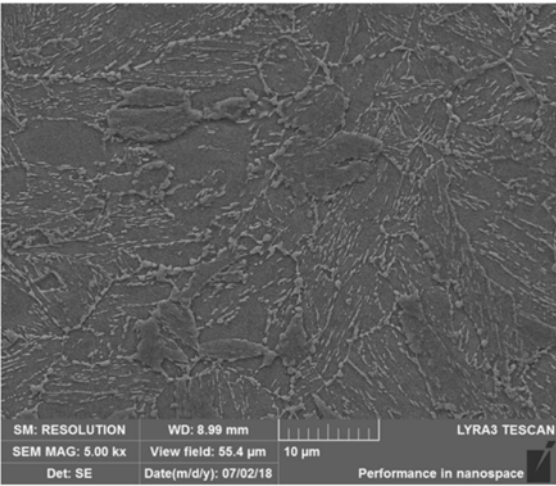
权利要求书2页 说明书7页 附图3页

(54) 发明名称

一种低温用高强高韧厚板结构钢及其热处理方法

(57) 摘要

本发明涉及一种低温用高强高韧厚板结构钢及其热处理方法,钢的组成为:C:0.03-0.08%,Cr:0.8-1.9%,Mn:0.01-1.0%,Ni:3.5-7%,Mo:0.2-0.5%,V:0.15-0.2%,Nb:0.01-0.05%,Cu:1.2-3.8%,Al:0-0.5%;P:<0.015%,S:<0.010%,余量为Fe和不可避免的杂质;与现有技术相比,本发明制得的钢板可满足-20至-120℃以及-196℃低温使用,并保持相对较高的强度及一定的韧性,主要解决现有高强、高韧调质钢无法满足极地资源与能源开发、运输等装备要求的技术问题。



1. 一种低温用高强高韧厚板结构钢,其特征在于,组成成分按重量百分比为:

C:0.03-0.08%,Cr:0.8-1.9%,Mn:0.01-1.0%,Ni:3.5-7%,Mo:0.2-0.5%,V:0.15-0.2%,Nb:0.01-0.05%,Cu:1.2-3.8%,Al:0-0.5%;P:<0.015%,S:<0.010%,余量为Fe和不可避免的杂质;

所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,包括以下步骤:

(1) 按照配比冶炼成钢锭或铸坯,1150-1250℃均热,经过总计不少于12道次粗轧和精轧,终轧温度不小于750℃,累积压缩比4~7,轧制后空冷或水冷;

(2) 离线热处理:

(2-a) 淬火,记作Q:在870-915℃奥氏体化40-120min,水冷;

(2-b) 两相区临界回火,记作L:在625-680℃高温回火40-60min,水冷;

(2-c) 回火,记作T:在525-575℃回火30-360min,空冷;

当步骤(1)轧制后空冷时,离线热处理依次执行步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢;

当步骤(1)轧制后水冷时,离线热处理依次执行步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),或依次执行步骤步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢;

经过步骤(2-c)处理后得到的钢材中形成有弥散分布的等效尺寸在5 nm以下的富Cu析出相,该富Cu析出相具有体心立方结构,呈球型,与基体保持共格界面;除此之外,主要在马氏体相和铁素体相的界面处,形成有宽度20nm、呈薄膜状的面心立方结构的奥氏体相,按体积百分比计,此奥氏体相为2%~7%。

2. 如权利要求1所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,包括以下步骤:

(1) 按照配比冶炼成钢锭或铸坯,1150-1250℃均热,经过总计不少于12道次粗轧和精轧,终轧温度不小于750℃,累积压缩比4~7,轧制后空冷或水冷;

(2) 离线热处理:

(2-a) 淬火,记作Q:在870-915℃奥氏体化40-120min,水冷;

(2-b) 两相区临界回火,记作L:在625-680℃高温回火40-60min,水冷;

(2-c) 回火,记作T:在525-575℃回火30-360min,空冷;

当步骤(1)轧制后空冷时,离线热处理依次执行步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢;

当步骤(1)轧制后水冷时,离线热处理依次执行步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),或依次执行步骤步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢。

3. 根据权利要求2所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,经过步骤(1)处理后得到的钢材的显微组织主要为马氏体和/或贝氏体。

4. 根据权利要求3所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,经过步骤(2-a)处理后得到的钢材的显微组织为:具有层级结构的高位错密度的板条马氏体组织,并含有按体积百分比计<2%的残余奥氏体。

5. 根据权利要求3或4所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,经过步骤(2-b)处理后得到的钢材的显微组织为:溶质原子贫化的低位错密度的铁素体相和溶质原子富集的高位错密度的马氏体相构成的双相组织;所述的铁素体相和马氏体相均

为体心立方结构,且铁素体相的正方度高于马氏体相的正方度;按体积百分比计,铁素体相计为70%~85%,马氏体相计为15%~30%。

6. 根据权利要求5所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,经过步骤(2-b)处理后得到的钢材的微观结构还包含:弥散分布的等效尺寸为18~35 nm的富Cu析出相,以及等效尺寸为12~25 nm的富Mo和V以及Nb的合金碳化物,该富Cu析出相具有面心立方结构,呈椭球型,与基体保持非共格界面,而合金碳化物呈球形,与基体也为非共格,且往往与富Cu析出相邻形成。

7. 根据权利要求5所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,经过步骤(2-c)处理后得到的钢材中还形成有弥散分布的等效尺寸在5 nm以下的富Cu析出相,该富Cu析出相具有体心立方结构,呈球型,与基体保持共格界面;除此之外,主要在马氏体相和铁素体相的界面处,形成有宽度20nm、呈薄膜状的面心立方结构的奥氏体相,按体积百分比计,此奥氏体相为2%~7%。

8. 根据权利要求7所述的一种低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,所述的铁素体相、马氏体相和奥氏体相的溶质原子Ni富集程度依次增加。

9. 根据权利要求2所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,最终得到的低温用高强高韧厚板结构钢,在着重考虑强度时:屈服强度不小于1200MPa, -40℃时V型缺口夏比冲击功大于55J,厚度不小于15mm;在着重考虑韧性时:屈服强度不小于860MPa, -196℃时V型缺口夏比冲击功大于75J,厚度不小于20mm。

10. 根据权利要求2所述的低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,其特征在于,在离线热处理的步骤(2-a)之前,根据目标强韧性和钢板厚度要求,引入循环相变以细化初始奥氏体晶粒,所述的循环相变在675~775℃高温退火不少于4次,每次温度相同或不同,当每次温度不同时,最多选定两个温度。

一种低温用高强高韧厚板结构钢及其热处理方法

技术领域

[0001] 本发明涉及厚板低温结构钢领域,尤其是涉及一种低温用高强高韧厚板结构钢及其热处理方法。

背景技术

[0002] 基于析出和相变理论的微观组织和纳米结构调控一直是先进钢铁材料强韧化的主要途径,也是开发新一代高强、高韧钢的理论基础。巧妙地利用热加工过程中“力”与“热”的耦合作用,可以调控出非常理想的显微组织和出色的力学性能。例如,反复低温形变配以回火可以使得常规低合金钢的晶粒显著细化,进而提高其低温韧性;快速加热、瞬时保温及循环相变可以赋予室温奥氏体更高的稳定性,进而提高汽车用钢的强塑性,等等。然而,对于超厚规格的海洋工程用钢以及舰船用钢,大形变的热/冷加工及快速冷却工艺在工程上是难以或无法实现的,特别是由此而引入的位错组态、细晶界面、异质结构等处于热力学上的亚稳状态,即便获得十分优异的静态或准静态条件下的材料性能(如强度和塑性等),也难以保证高速冲击载荷下的塑性、韧性及长期服役过程中的疲劳和腐蚀(特别是应力腐蚀)性能。如果不能很好地利用“外力”和“快冷”引入足够的材料缺陷(如空位、位错等)来最大限度地“干涉”合金元素扩散、偏聚和配分的动力学过程,或者说,利用提高析出形核率、增加相变过冷度来调控显微组织和力学性能,那么某些依借热/冷加工提高强塑/韧性的策略将无法很好地“嫁接”到厚板结构钢。而在热处理(如调质)过程中,合金元素的充分扩散使得显微组织和纳米结构趋于热力学上的平衡态,只能“折中”平衡析出强化、相变韧化和细晶强韧化作用,即使不考虑铸造缺陷的影响,同时保证超厚规格结构钢强度、塑性和低温韧性的配比也是非常困难的。然而,随着多尺度分析表征技术的更新和发展,人们不断在原子尺度上探索控制这些析出和相变反应进程的热力学和动力学因素,进而形成新的纳米析出相复合强化和逆转变奥氏体韧化的理论,并在改善和优化常规的调质热处理工艺的基础上,形成了融入奥氏体逆相变处理或两相区临界回火的多步骤热处理技术,这将在和循环退火(正火或正火+两相区临界回火)的细晶工艺一起,形成成功开发高性能高强、高韧低温钢的热处理基础。

[0003] 然而,多步骤热处理是一个笼统的概念,虽然其目的明确,即①实现循环退火的细晶强韧化、②两相区临界回火的逆转变奥氏体韧化和③常规回火的纳米第二相析出强化,但是其缺乏必要且具体的热处理温度、时间及步骤等参数的选定准则。而这需要深入理解特定热处理步骤下析出与相变反应的规律,以及多步骤之间的相互影响,进而获得有益于强韧性提高的微观组织和纳米结构,并评价其在外加载荷作用下的微观力学行为和断裂失效机制,进一步为优化和确定多步骤热处理工艺参数提供理论指导。

发明内容

[0004] 本发明的目的就是为了克服上述现有技术存在的缺陷而提供一种低温用高强高韧厚板结构钢及其热处理方法。充分利用合金元素的有益作用,特别是Ni、Cu等元素在析出

和相变过程中的作用,发展和优化耦合纳米团簇析出强化、奥氏体逆相变韧化及细晶强韧化作用的柔性化多步骤热处理工艺,获得热力学上稳定的微观组织和纳米结构,可以进一步提高先进结构厚板钢的强韧性配比,进而取代已有的商用合金钢,达到降低成本、提高可靠性的目的。

[0005] 本发明的目的可以通过以下技术方案来实现:

[0006] 本发明提供一种低温用高强高韧厚板结构钢,组成成分按重量百分比为:

[0007] C:0.03-0.08%,Cr:0.8-1.9%,Mn:0.01-1.0%,Ni:3.5-7%,Mo:0.2-0.5%,V:0.15-0.2%,Nb:0.01-0.05%,Cu:1.2-3.8%,Al:0-0.5%;P:<0.015%,S:<0.010%,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0008] 本发明还提供一种低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,包括以下步骤:

[0009] (1) 按照配比冶炼成钢锭或铸坯,1150-1250℃均热,经过总计不少于12道次粗轧和精轧,终轧温度不小于750℃,累积压缩比4~7,轧制后空冷或水冷;

[0010] (2) 离线热处理:

[0011] (2-a) 淬火,记作Q:在870-915℃奥氏体化40-120min,水冷;

[0012] (2-b) 两相区临界回火,记作L:在625-680℃高温回火40-60min,水冷;

[0013] (2-c) 回火,记作T:在525-575℃回火30-360min,空冷;

[0014] 当步骤(1)轧制后空冷时,离线热处理依次执行步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢;

[0015] 当步骤(1)轧制后水冷时,离线热处理依次执行步骤步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),或依次执行步骤步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢。

[0016] 优选地,步骤(1)中,轧制后水冷时,获得完全马氏体的理论临界冷速约为25℃/s,避免等轴铁素体的理论临界冷速约为2℃/s。取决于目标钢板厚度,当板坯中心等效冷速不小于25℃/s,获得完全马氏体组织,可忽略(2-a)步骤;当板坯中心等效冷速在2~25℃/s之间时,获得贝氏体组织,此时也可仅通过(2-c)步骤,获得最终的回火贝氏体组织并获得良好的强韧性配比。

[0017] 优选地,经过步骤(1)处理后,如果不经(2-a)步骤,其力学性能(拉伸强度和冲击韧性)与厚度位置和轧制方向表现出较为明显的相关性。

[0018] 优选地,步骤(2)的离线热处理之前,根据目标强韧性和钢板厚度要求,可引入循环相变以细化初始奥氏体晶粒,所述的循环相变在675-775℃高温退火不少于4次,每次温度相同或不同,当每次温度不同时,最多选定两个温度。例如,①750℃→②675℃→①750℃→②675℃,保温1h,水冷。

[0019] 优选地,经过步骤(2-a)处理后得到的钢材的显微组织为:具有层级结构(马氏体板条(lath)、板条束(block)和板条包(packet)及原奥氏体)的高位错密度的板条马氏体组织,并含有极少量(按体积百分比计<2%)的残余奥氏体。

[0020] 优选地,经过步骤(2-b)处理后得到的钢材的显微组织为:溶质原子贫化的低位错密度的铁素体相和溶质原子富集的高位错密度的马氏体相构成的双相组织;所述的铁素体相和马氏体相均为体心立方结构,且铁素体相的正方度高于马氏体相的正方度;按体积百分比计,铁素体相计为70%~85%,马氏体相计为15%~30%。具体比例主要取决于此步骤的处理温度与时间;马氏体相(又可称为二次马氏体)由(2-a)步骤或(1)步骤(水冷)后重新

加热至高温(625–680℃)形成的逆转变奥氏体冷却至室温转变而来,而铁素体相由原板条马氏体或贝氏体高温回火后演变而来。

[0021] 优选地,经过步骤(2-b)处理后,微观结构还包含:弥散分布的等效尺寸为18~35nm的富Cu析出相,以及等效尺寸为12~25nm的富Mo和V以及Nb的合金碳化物。该富Cu析出相具有面心立方结构,呈椭球型,与基体保持非共格界面;而合金碳化物呈球形,与基体也为非共格,且往往与富Cu析出相邻形成。此时,富Cu析出相和合金碳化物的强化为位错绕过机制,强度贡献相对较小。

[0022] 优选地,经过步骤(2-c)处理后得到的钢材中形成有弥散分布的等效尺寸在5nm以下的富Cu析出相(或富Cu团簇),该富Cu析出相具有体心立方结构(也存在B2结构),呈球型,且含有一定的Fe、Ni等元素,与基体保持共格界面。此时,富Cu析出相的强化为位错切过机制,强度贡献相对较大。值得指出的是,此步骤基本没有新的合金碳化物析出,其对强度的贡献可以忽略。

[0023] 优选地,经过步骤(2-c)处理后,步骤(2-b)处理时得到的富Cu析出相和合金碳化物的尺寸、分布等特征基本不变。

[0024] 优选地,经过步骤(2-c)处理后得到的钢材中还形成有宽度约20nm的薄膜状的奥氏体相,其具有面心立方结构,主要分别在马氏体层级结构相关界面特别是马氏体相和铁素体相的界面处,按体积百分比计,此奥氏体相为2%~7%。

[0025] 优选地,上述的铁素体相、马氏体相和奥氏体相中的Ni、Cu、C等溶质原子富集程度依次增加。例如,按重量百分比,在7%Ni初始成分时,三种相的Ni含量分别为~4.0%、~9.1%和19.5%。这种纳米奥氏体相中的Ni含量,以及由此决定的尺寸和化学稳定性,赋予了钢板在-196℃的冲击韧性。

[0026] 优选地,在考虑工艺成本的情况下,上述低温用高强高韧厚板结构钢的热处理步骤的组合形式可能有:①(1)(水冷)[TMCP];②(1)(水冷)+(2-c)[TMCP+T];③(1)(水冷)+(2-b)+(2-c)[TMCP+L+T];④(1)+(2-a)+(2-b)+(2-c)[TMCP+Q+L+T]。这些工艺对应不同地强韧性配比,且受钢板厚度控制。

[0027] 优选地,最终得到的低温用高强高韧厚板结构钢,在着重考虑强度时:屈服强度不小于1200MPa,-40℃时V型缺口夏比冲击功大于55J,钢板厚度不小于15mm;在着重考虑韧性时:屈服强度不小于860MPa,-196℃时V型缺口夏比冲击功大于75J,钢板厚度不小于20mm。

[0028] 上述热处理方法可用于生产不同厚度、不同强韧性配比的低温结构钢的宽厚板产品。能够解决现有高强、高韧调质钢无法满足极地资源与能源开发、运输等装备要求的技术问题。

[0029] 与现有技术相比,本发明涉及的高强韧低温钢,通过化学成分和热处理工艺的优化组合,可调控出不同强韧性配比的厚板结构钢产品。特别地,优先考虑强度时,轧制后通过直接两相区临界回火+常规回火的离线热处理,得到屈服强度不小1200MPa,-40℃时V型缺口夏比冲击功大于55J,厚度不小于15mm的厚板低温结构钢;优先考虑低温韧性时,轧制后通过奥氏体化后水淬+两相区临界回火+常规回火的离线热处理,得到屈服强度不小于860MPa,-196℃时V型缺口夏比冲击功大于75J,厚度不小于20mm的厚板低温结构钢。

[0030] 上述低温厚板结构钢,其综合力学性能均优于目前商用钢种,可满足极地高性能船舶等极寒装备对高强钢的需求,也可满足LNG储存罐对减轻重量、降低成本的需求。需要

特别指出的是,上述提及的两种不同强韧性配比的厚板低温结构钢,亦充分考虑了焊接等工艺性能和腐蚀等长期服役性能,具有较高的技术成熟度和应用前景。

[0031] 本发明涉及的离线热处理型高强韧低温钢,强度主要源于两个方面:一是不少于两种的弥散分布的第二相(富Cu析出,合金碳化物等)的复合析出强化;二是弥散分布的富Cu纳米团簇($<5\text{nm}$)的析出强化。其机理在于:1.富Cu析出与合金碳化物的形成温度区间不同,析出动力学也不同,但二者往往“相邻”析出,即共析出,这主要是因为,其形核与长大必须排斥对方所需要的元素原子,即富Cu析出中不含有碳化物形成元素,而合金碳化物中也不含有Cu、Ni和Al等元素(Ni与Al倾向于偏聚在富Cu析出/基体界面),而这种合金碳化物和富Cu析出的共析出行为,增加了总的第二相形核位置,同时防止了第二相过分长大,这是保障析出强化效果的重要条件,——这主要发生在两相区临界退火(L)阶段;2.Cu元素在铁素体基体中的固溶含量非常低,即使前序处理(如控制冷却、高温回火等)造成Cu原子形成强化效果较低的粗大的富Cu析出,或者扩散配分至可能存在的逆转变奥氏体或二次马氏体中,低温回火仍能促进富Cu析出在铁素体基体中的形成,进而产生可观的强化作用,其关键在于,通过回火温度和时间控制析出动力学,以获得纳米、共格、弥散的富Cu析出,——这主要发生在常规回火(T)阶段;3.奥氏体化后快速冷却(淬火)或轧制后快速水冷,以获得层状结构的板条马氏体组织,即“丰富”的马氏体板条、板条束、板条包及原奥氏体的相关界面和位错为后续回火过程中的析出反应提供了弥散的低能形核位置,进而产生更为弥散的析出强化,——这主要发生在奥氏体淬火(Q)阶段。

[0032] 本发明涉及的离线热处理型高强韧低温钢,韧性主要源于两个方面:1.两相区临界回火是得到的溶质元素富集的二次马氏体+溶质原子贫化的回火马氏体双相显微组织(分别对应上述的马氏体相和铁素体相),具体为,二次马氏体由两相区临界回火时生成的逆转变奥氏体冷却后转变而来,虽然其含有较多的溶质元素,但不足以稳定奥氏体至室温,其体积分数取决于临界回火的温度和时间,其含量按体积百分比计约为15%~30%;回火马氏体由淬火后板条马氏体组织经过充分回火后演变而来,也可以说是铁素体基体,由于逆转变奥氏体的形成和第二相的析出,其溶质元素含量大大降低,含量按体积百分比计约为70%~85%。2.常规回火时在二次马氏体/铁素体基体界面附近析出的纳米逆转变奥氏体,具体为,由于溶质原子的富集,二次马氏体的逆相变温度 A_{c1} 大大降低,进而可以在较低的回火温度下发生奥氏体逆相变,由于此时生成的奥氏体富集更多的合金元素(Ni含量按重量百分比为~19.5%),并且体积分数较少(按体积百分比计为2%~7%),在化学因素和尺寸因素的共同作用下,这部分纳米奥氏体具有足够高的稳定性,可保留至液氮温度附近而不分解,这是保证-196℃时韧性的关键。

[0033] 本发明涉及的离线热处理型高强韧低温钢,最佳强韧性配比源于多步骤热处理的工艺优化,即温度与时间的耦合确定(取决于厚板厚度以及目标强韧性),以及多步骤循环退火对晶粒的细化作用。本发明所涉及的面向最大强韧性配比的制备工艺,其本质在于,灵活利用析出与相变理论,或析出产生强化,或稳定奥氏体以韧化,最大化合金元素的作用,即以“纯净基体”理念作为工艺优化的导向。

附图说明

[0034] 图1为本发明的低温用高强高韧厚板结构钢在轧制后空冷,然后900℃奥氏体化淬

火+两相区临界回火+常规回火(QL675T)样品的典型SEM显微组织,其中“凸起”表明马氏体相的存在;

[0035] 图2为本发明的低温用高强高韧厚板结构钢在轧制后空冷,然后900℃奥氏体化淬火+两相区临界回火(QL675)样品的原子探针层析技术(APT)得到的富V和Mo的合金碳化物与富Cu析出相的分布图;

[0036] 图3为本发明的低温用高强高韧厚板结构钢在轧制后空冷,然后900℃奥氏体化淬火+两相区临界回火(QL675)与又常规回火(QL675T)样品的EBSD显微组织以及Ni和Cu元素的EDS面扫描成分分布,其中,只有QL675T条件下显示有面心立方结构的薄膜状奥氏体相存在;

[0037] 图4为本发明的低温用高强高韧厚板结构钢在轧制后空冷,然后900℃奥氏体化淬火(Q)、淬火+常规回火(QT550)/两相区临界回火(QL675)、两相区临界回火+常规回火(QL675T)样品的室温拉伸曲线及性能指标(如插入表格所示);

[0038] 图5为本发明的低温用高强高韧厚板结构钢在轧制后空冷,然后900℃奥氏体化淬火+临界/常规回火(Q+T/L:T550;L675)、淬火+临界回火+550℃常规回火(Q+L+T:L625T;L650T;L675T;L700T)、淬火+675℃临界回火+常规回火(Q+L675+T:LT525;LT550(同L675T);LT575;)样品的室温(23℃,RT)和低温(-196℃,LNT)冲击性能;

[0039] 图6为本发明的低温用高强高韧厚板结构钢与部分商用/原型高强高韧厚板结构钢的力学性能(强度-冲击韧性关系)对比图。其中,QT:900℃奥氏体化淬火+500~550℃常规回火,QLT:900℃奥氏体化淬火+650~675℃两相区临界回火+500~550℃常规回火;Case1:不含Al的合金钢,Case2:含Al的合金钢;除特殊标注外,冲击功均为室温值。

具体实施方式

[0040] 一种低温用高强高韧厚板结构钢,组成成分按重量百分比为:

[0041] C:0.03-0.08%,Cr:0.8-1.9%,Mn:0.01-1.0%,Ni:3.5-7%,Mo:0.2-0.5%,V:0.15-0.2%,Nb:0.01-0.05%,Cu:1.2-3.8%,Al:0-0.5%;P:<0.015%,S:<0.010%,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0042] 上述低温用高强高韧厚板结构钢的热处理方法,包括以下步骤:

[0043] (1) 按照配比冶炼成钢锭或铸坯,1150-1250℃均热,经过总计不少于12道次粗轧和精轧,终轧温度不小于750℃,累积压缩比4~7,轧制后空冷或水冷;

[0044] (2) 离线热处理:

[0045] (2-a) 淬火,记作Q:在870-915℃奥氏体化40-120min,水冷;

[0046] (2-b) 两相区临界回火,记作L:在625-680℃高温回火40-60min,水冷;

[0047] (2-c) 回火,记作T:在525-575℃回火30-360min,空冷;

[0048] 当步骤(1)轧制后空冷时,离线热处理依次执行步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢;

[0049] 当步骤(1)轧制后水冷时,离线热处理依次执行步骤步骤(2-a)、步骤(2-b)和步骤(2-c),或离线热处理依次执行步骤步骤(2-b)和步骤(2-c),得到所述的低温用高强高韧厚板结构钢。

[0050] 下面结合附图和具体实施例对本发明进行详细说明。

[0051] 一种低温用高强高韧厚板结构钢,其成分的重量百分比为:C 0.045%,Cr1.9%,Mn 0.01%,Ni 6.89%,Mo 0.49%,V 0.19%,Nb 0.01%,Cu 3.77%,P<0.015%,S<0.010%,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0052] 双相组织:低温用高强高韧厚板结构钢基本显微组织包含两种相,一种为溶质原子贫化的低位错密度的铁素体相,一种为溶质原子富集的高位错密度的马氏体相,即双相组织,如图1所示。两种相均为体心立方结构,相对而言,铁素体相的正方度稍高。此处的溶质原子(富集或贫化),主要指Ni、Cu、C以及可能存在的Mn等元素。此双相组织,由单一板条马氏体组织在临界区(奥氏体+铁素体两相区)加热后淬火得到,其中高温逆相变的奥氏体冷却转变成溶质原子富集的高位错密度的马氏体相(或二次马氏体),而未发生相变的原马氏体演变成溶质原子贫化的低位错密度的铁素体相。两相的比例(体积分数),主要取决于临界回火的温度和时间,而这又由目标强韧性配比及钢板厚度来决定。最后阶段的低温常规回火,对两相的微观形貌、晶体结构、比例组成等没有实质性的改变。

[0053] 析出强化相:低温用高强高韧厚板结构钢的强度主要来源于:1.弥散分布的相邻析出的富Cu析出相和合金碳化物,如图2所示。富Cu析出相和合金碳化物在临界高温回火(L)时主要形成于回火马氏体(铁素体)基体中,主要分布在马氏体板条界面与原奥氏体晶界处。富Cu析出呈椭球或长棒状,面心立方结构,等效尺寸在18-35nm之间,其与铁素体基体的界面为平滑界面,Ni和Mn倾向于偏聚在此界面处,并阻碍其过分粗化。合金碳化物呈球形,面心立方结构(NaCl晶体结构),等效尺寸约20nm,主要含有V及一定量的Mo,即(V,Mo)C或(V,Mo)₄C₃型碳化物,具有较好的抗回火粗化能力。富Cu析出相和合金碳化物往往相邻形成,即共析出,这主要是因为其形核与长大为对方提高必要的形成元素。高温临界回火形成的富Cu析出和合金碳化物,析出强化的效果有所降低,主要为位错绕过第二相的强化机制;2.弥散分布的纳米尺寸的富Cu析出相(或富Cu团簇),形成于常规低温回火(T)阶段。Cu元素在铁素体基体中的固溶含量非常低,即使Cu原子在前序处理过程中(如临界回火)形成强化效果较弱的粗大的富Cu析出,或者扩散配分至可能存在的逆转变奥氏体/二次马氏体中,基体中仍含有一定量的固溶态的Cu原子(重量百分比约为0.8~1.2%,原子探针层析技术APT成分分析结果),如图2中Cu原子分布图所示。低温回火时,这些Cu原子进一步析出,形成更为弥散的纳米富Cu相(<5nm),其具有B2或9R晶体结构,且与基体保持共格或半共格的界面关系,可有效阻碍位错运动,为位错切过第二相的强化机制,进而弥补因高温临界回火带来的整体强度的降低。

[0054] 纳米奥氏体相:逆转变奥氏体(γ 相)呈薄膜状,形成于低温常规回火(T)阶段,主要分布在二次马氏体(FSM)/铁素体基体(α 相)界面处,如图3中EBSD分析结果所示。两相区临界回火(L)时形成的溶质原子富集的二次马氏体为纳米奥氏体的形核与长大起了关键性的作用,具体为,由于溶质原子的富集,二次马氏体的逆相变温度 A_{c1} 大大降低,进而可以在较低的回火温度下发生奥氏体逆相变。纳米奥氏体薄膜的厚度约在20nm左右,含有较高的Ni,可高达~20wt.%,同时含有较高的Cu和C。正是由于合金元素的富集,以及纳米尺寸效应,此类逆转变奥氏体具有较高的稳定性,甚至可保留至液氮温度而不发生分解,保证了低温韧性。

[0055] 按照上述配比冶炼成钢锭或铸坯,在1200℃均热,经过粗轧、精轧等多道次轧制,终轧温度为760℃,累积压缩比6,轧制后空冷;离线热处理主要包含三个步骤,首先加热至

900℃保温60min后水淬(Q),再在675℃高温回火60min(L),最后在550℃回火60min(T)。通过此QLT的离线热处理工艺,调控出上述显微组织和纳米结构,得到屈服强度不小于860MPa,-196℃时V型缺口最小夏比冲击功大于75J,厚度不小于20mm的厚板极低温结构钢。

[0056] 拉伸强度(图4所示):淬火态Q强度主要源于板条马氏体的位错强化及固溶强化,调质态QT强度主要源于纳米第二相(富Cu析出与合金碳化物)的复合析出强化(位错和固溶强化效果降低),而两相区临界回火L后的强度主要源于二次马氏体和回火马氏体基体的双相强化(第二相因粗化而强化效果降低),最终QLT强度主要源于双相强化、界面强化以及T过程中析出的纳米富Cu团簇(弥补L及T过程中基体回火软化效应)。值得强调的是,QLT样品的塑性(延伸率为16.6%)最高,这源于:1.纳米逆转变奥氏体在界面的协调变形作用;2.纳米富Cu团簇更容易被位错切过而不造成应力集中,进而在产生强化的同时不降低塑性。

[0057] 冲击韧性(图5所示):对于不同热处理步骤及参数(温度)耦合的工艺,只有QL675T550样品,同时保持有较高的室温和-196℃的冲击韧性,这源于:1.马氏体+铁素体(或二次马氏体+回火马氏体)的双相组织;2.界面析出的纳米逆转变奥氏体;3.临界回火L过程中粗化的富Cu析出潜在的增韧作用。

[0058] 图6对比了本发明涉及的高强高韧低温厚板结构钢与部分商用/原型钢的强韧性配比。经过常规的调质处理,即图示的QT-case1和添加少量Al的QT-case2样品,均表现非常高的强度,但其韧性无法满足工程应用的需求。因此,引入两相区临界回火(L)工艺:对于QLT-case1样品,即轧制后空冷,经过900℃保温30min水淬+675℃保温1h水淬+550℃保温1h水淬的样品(QL675T),在液氮温度(-196℃),其强韧性配比远高于现行的9Ni低温钢;而在室温(-23℃),其强韧性配比优于含Co的HY-180钢,而QLT-case2样品,强度进一步提升(牺牲部分韧性)。可以看出,本项目所涉及的高强韧的低温厚板结构钢,通过优化的热处理工艺,其综合力学性能优于已有的商用合金钢。

[0059] 上述对实施例的描述是为便于该技术领域的普通技术人员能理解和使用发明。熟悉本领域技术的人员显然可以容易地对这些实施例做出各种修改,并把在此说明的一般原理应用到其他实施例中而不必经过创造性的劳动。因此,本发明不限于上述实施例,本领域技术人员根据本发明的揭示,不脱离本发明范畴所做出的改进和修改都应该在本发明的保护范围之内。

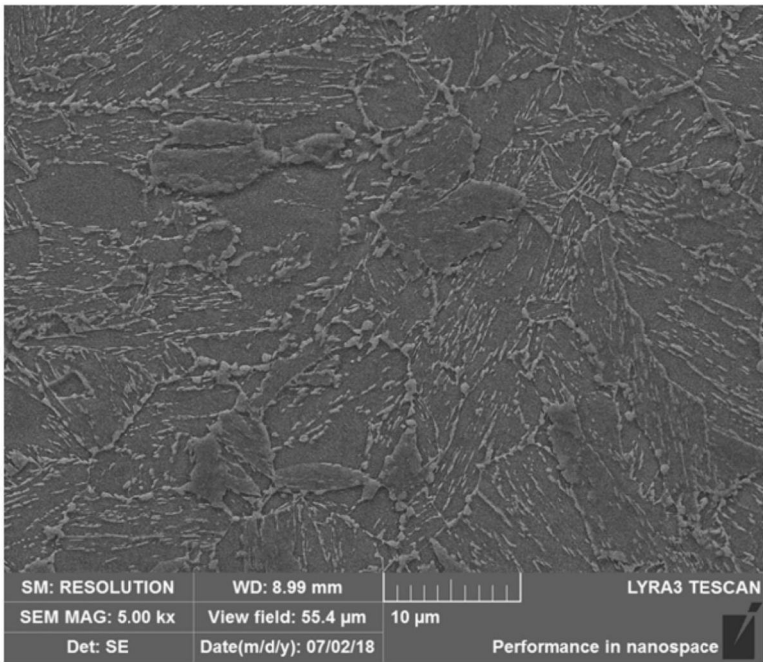


图1

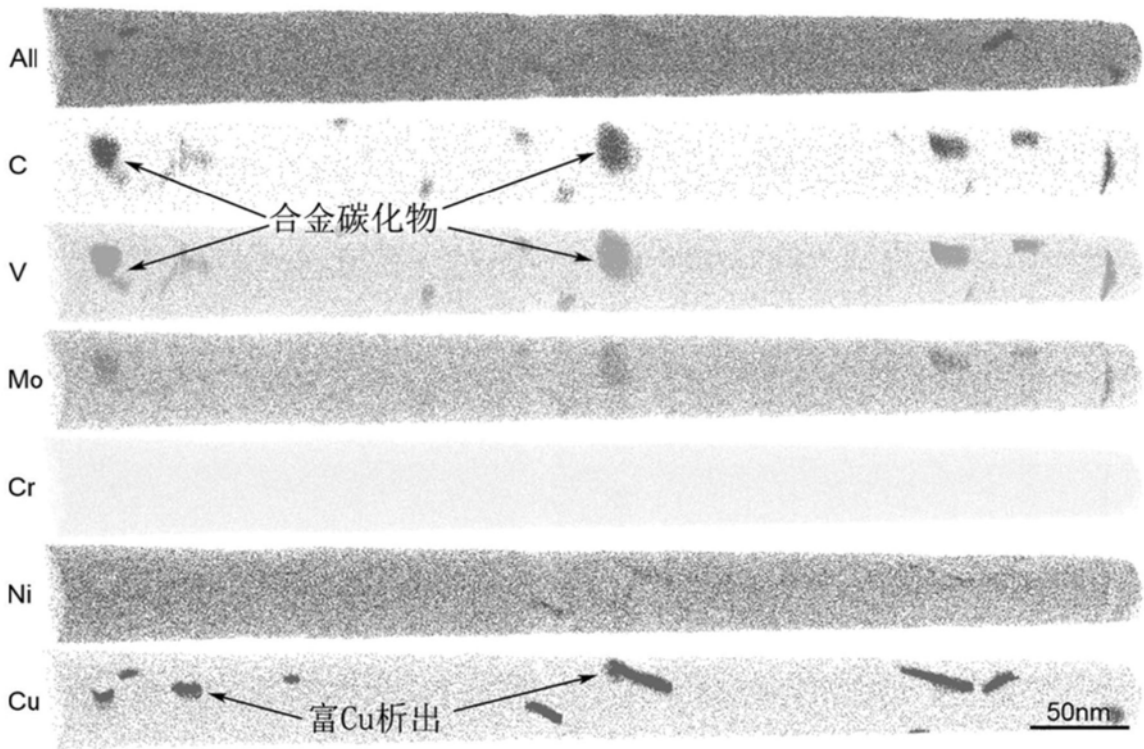


图2

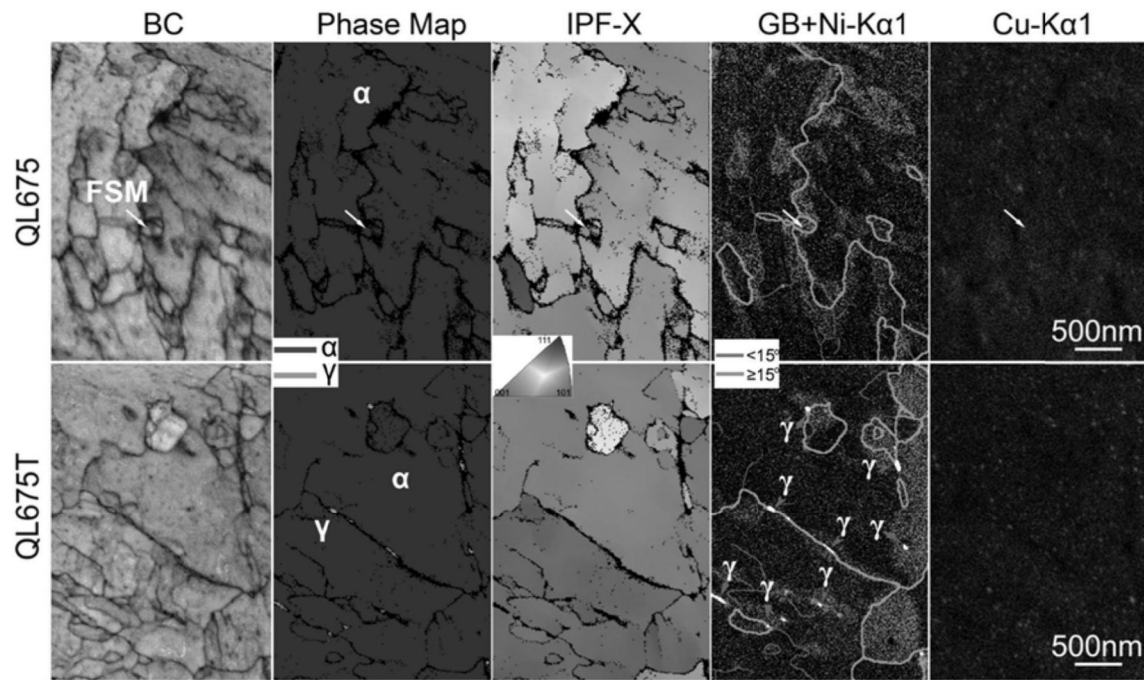


图3

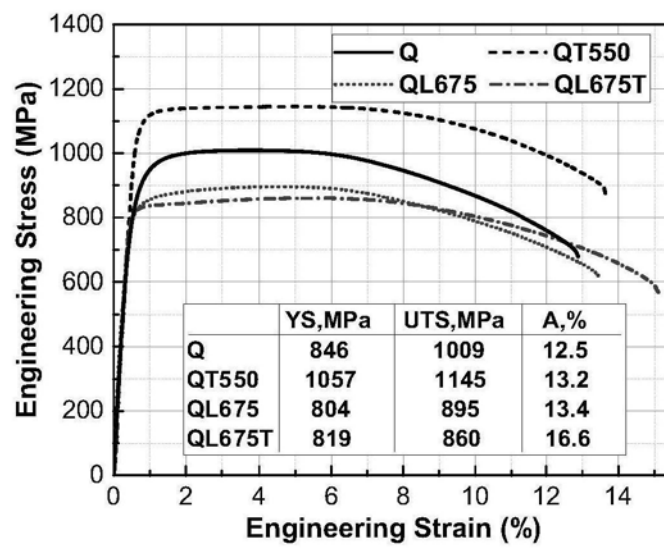


图4

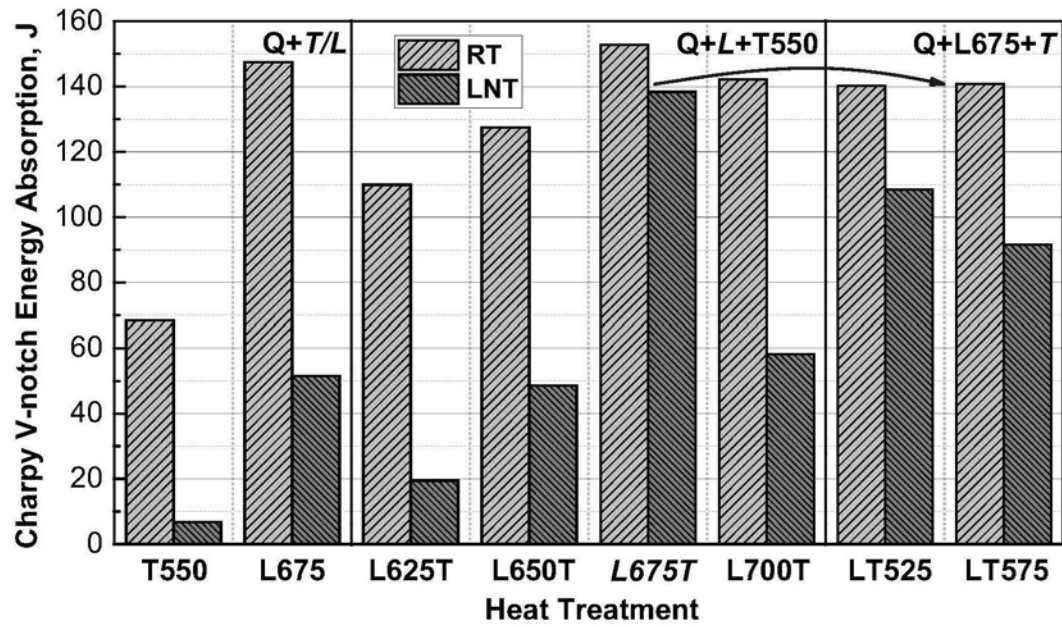


图5

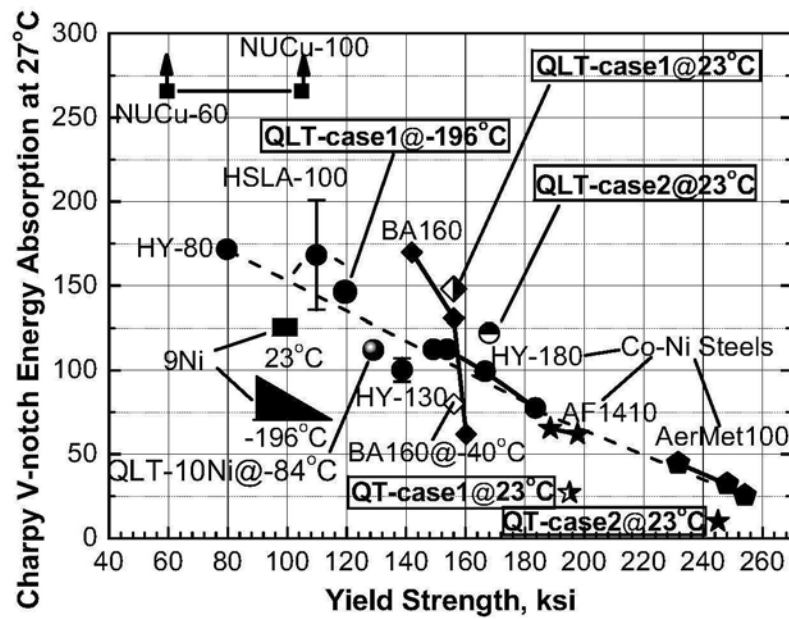


图6