



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 110453146 A

(43)申请公布日 2019.11.15

(21)申请号 201910773011.6 *G22C 38/06*(2006.01)

(22)申请日 2019.08.21 *G22C 38/34*(2006.01)

(71)申请人 首钢集团有限公司 *G22C 38/38*(2006.01)

地址 100041 北京市石景山区石景山路68号 *G21D 8/02*(2006.01)

(72)发明人 阳锋 韩赞 姜英花 刘华赛
谢春乾 邱木生 潘丽梅 白雪
滕华湘 陈斌 曹杰 章军
朱国森

(74)专利代理机构 北京华沛德权律师事务所
11302

代理人 马苗苗

(51)Int.Cl.
G22C 38/02(2006.01)
G22C 38/04(2006.01)

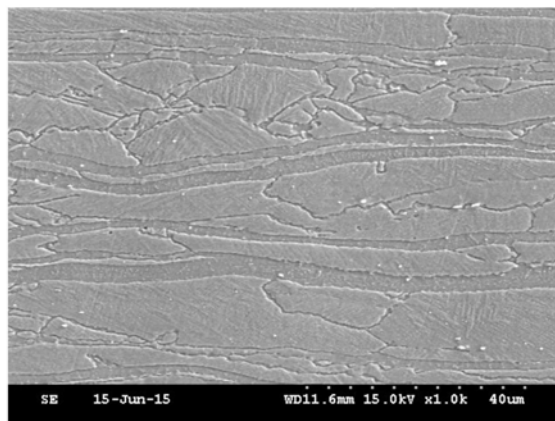
权利要求书2页 说明书6页 附图1页

(54)发明名称

一种无屈服平台的Cr合金化钢及其制备方法

(57)摘要

本发明公开了一种无屈服平台的Cr合金化钢,化学成分包括:以质量百分比计,C:0.03-0.3%,Cr:1.0-9.0%、Mn:0.01-2.0%,Al:0.01-2.0%,Si:0.01-2.0%, $P \leq 0.02\%$, $S \leq 0.02\%$,余量为Fe及不可避免的杂质;其中,Al、Si的重量百分比满足: $[Al]+[Si] \geq 1.5\%$ 。钢水冶炼后获得铸坯,铸坯加热后热轧获得可直接使用的塑性良好的热轧板卷。热轧卷退火后获得稳定性适中的奥氏体,完成高性能钢板的制备;也可对热轧板进行在线或离线热处理,热轧板经加热炉奥氏体化或部分奥氏体化后冷至室温,再加热后退火或直接对热轧板退火处理后获得稳定性适中的奥氏体,完成高性能热轧板的制备。本发明还可对热轧板卷再进行冷轧,以获得所需性能的冷轧钢板。



1. 一种无屈服平台的Cr合金化钢,其特征在于:化学成分包括:以质量百分比计,C:0.03-0.3%,Cr:1.0-9.0%,Mn:0.01-2.0%,Al:0.01-2.0%,Si:0.01-2.0%, $P \leq 0.02\%$, $S \leq 0.02\%$,余量为Fe及不可避免的杂质;其中,Al、Si的质量百分比满足: $[Al] + [Si] \geq 1.5\%$, $[Al]$ 为Al的质量百分比, $[Si]$ 为Si的质量百分比。

2. 如权利要求1所述的无屈服平台的Cr合金化钢,其特征在于:化学成分还包括:以质量百分比计,Ni:0-2.0%,Mo:0-0.6%,Cu:0-2.0%,B:0-0.005%,Nb:0-0.2%,Ti:0-0.3%,V:0-0.8%,Zr:0-0.2%,N:0.001-0.3%,稀土元素:0-0.005%,Ca:0-0.03%中的一种或几种。

3. 如权利要求1或2所述的无屈服平台的Cr合金化钢,其特征在于:化学成分包括:以质量百分比计C:0.05-0.2%,Cr:3.0-7.5%、Mn:0.1-0.5%,Al:0.01-1.5%,Si:0.01-1.5%, $P \leq 0.02\%$, $S \leq 0.02\%$,余量为Fe及不可避免的杂质。

4. 如权利要求1所述的无屈服平台的Cr合金化钢,其特征在于:所述无屈服平台的Cr合金化钢钢板的微观组织含有层状的 δ -铁素体,且 δ -铁素体的体积分数不小于5%。

5. 权利要求1所述的无屈服平台的Cr合金化钢的制备方法,步骤包括:

S1、连铸生产铸坯或模铸生产铸锭;

S2、铸坯或铸锭进行热轧或热连轧得到具有层状 δ -铁素体组织的热轧钢板:

所述热连轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,然后粗轧、热连轧;

所述热轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,进行多道次轧制;

S3、对热轧钢板进行控制冷却、热处理或冷轧中的一种;

所述热处理包括:在线热处理或离线热处理;

所述在线热处理包括:将热轧钢板加热至Ac1以上进行部分奥氏体化或全奥氏体化,保温后冷却获得含有马氏体组织的钢板,再加热后退火、保温5min-5h获得含有亚稳奥氏体的钢板,冷却至室温;所述离线热处理包括:直接将热轧钢板置于加热炉或罩式退火炉中进行退火;

所述冷轧包括:酸洗、冷轧退火;

所述冷轧退火包括:将酸洗后的钢板进行冷轧,所述冷轧压下量为10-85%,然后进行连续退火或镀锌处理。

6. 如权利要求5所述的无屈服平台的Cr合金化钢的制备方法,其特征在于:步骤S2中,所述热连轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,多道次粗轧至厚度30~50mm,再由精轧机组进行5~7道次连轧;

所述热轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,保温1.5~2.5h后热轧,所述热轧的终轧温度 $\geq 860^\circ\text{C}$,终轧厚度为2~4mm,轧后钢板冷却至500~600℃保温0.8~1.5h,冷却至室温。

7. 如权利要求5或6所述的无屈服平台的Cr合金化钢的制备方法,其特征在于:步骤S3所述在线热处理中,所述再加热后退火、保温采用正相变工艺或逆相变工艺;

所述正相变工艺包括:将钢板加热至940~960℃,保温3~7min,然后至于280~320℃下保温5~10min;

所述逆相变工艺包括:将钢板加热至940~960℃,保温3~7min,然后油淬至室温,将油淬后的钢板至于700~900℃下保温8-12min。

8. 如权利要求5或6所述的无屈服平台的Cr合金化钢的制备方法,其特征在于:步骤S3所述冷轧工艺中,对热轧钢板软化退火后进行所述酸洗、冷轧退火,所述软化退火包括:将热轧钢板装入退火炉,加热至铁素体-奥氏体两相区并保温0.5~1.5h使基体组织充分软化,冷却至室温。

9. 如权利要求8所述的无屈服平台的Cr合金化钢的制备方法,其特征在于:步骤S3所述冷轧工艺中,所述冷轧退火包括:将酸洗后的钢板在室温下进行冷轧,所述冷轧下压量为30~70%,然后连续退火,所述连续退火的均热段温度680~850℃,缓冷段温度580~750℃,快冷段温度280~320℃。

一种无屈服平台的Cr合金化钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种无屈服平台的Cr合金化钢及其制备方法,属于汽车用钢和结构用钢技术领域。

背景技术

[0002] 由于冷轧中锰钢兼具良好的强度和塑形,其在车身用钢领域得到了越来越多的重视。但普通的冷轧中锰钢退火后普遍存在较长的屈服平台和比较明显的动态应变时效,这些现象对汽车板成型后的表面质量是不利的。

[0003] 目前主要有两种途径来克服冷轧中锰钢的屈服平台。一是控制冷轧压下量小于30%,使冷轧后的组织尽量与热轧组织相似,即控制冷轧后组织中的畸变能尽量小,以避免在退火后形成等细小等轴状的、且晶粒内部几乎没有位错的组织,因为这种组织一旦形成的话在变形过程中必然产生屈服平台。二是在中锰钢中添加较高含量的Al以形成层状的 δ -铁素体,由于组织中 δ -铁素体与马氏体(退火后转变为铁素体+亚稳奥氏体)层状交织分布,变形时两相协调形变,呈现出连续屈服。第一种方法要求很小的冷轧压下量,可操作性较低。对于第二种方法而言,由于中锰钢中的Mn含量较高,要获得 δ -铁素体的话Al的添加量要在3%以上,如此高的Al含量很难顺利地进行连铸,所以在现有成分体系下第二种方法的可操作性也不大。

发明内容

[0004] 有鉴于此,本发明旨在提供一种无屈服平台的Cr合金化钢及其制备方法,克服了冷轧中锰钢屈服平台的问题,与同等强度的其他材料相比,本发明提供的材料塑性要更好,不仅适用于汽车用钢领域,也可向工程结构用钢领域推广。

[0005] 本发明第一方面提供了一种无屈服平台的Cr合金化钢,化学成分包括:以质量百分比计,C:0.03-0.3%,Cr:1.0-9.0%、Mn:0.01-2.0%,Al:0.01-2.0%,Si:0.01-2.0%,P \leq 0.02%,S \leq 0.02%,余量为Fe及不可避免的杂质;其中,Al、Si的质量百分比满足:[Al]+[Si] \geq 1.5%, [Al]为Al的质量百分比, [Si]为Si的质量百分比。

[0006] 优选的,上述无屈服平台的Cr合金化钢,化学成分还包括:以质量百分比计,Ni:0-2.0%,Mo:0-0.6%,Cu:0-2.0%,B:0-0.005%,Nb:0-0.2%,Ti:0-0.3%,V:0-0.8%,Zr:0-0.2%,N:0.001-0.3%,稀土元素:0-0.005%,Ca:0-0.03%中的一种或几种。

[0007] 从上述化学组份可以看出,本发明在化学成分上以Cr代Mn,把中锰钢中的Mn含量降到较低水平,或者在冶炼过程中不刻意添加Mn,依靠C和Cr来稳定退火过程中形成的亚稳奥氏体。这样在Mn含量很低的前提下,较少的Al含量就能使组织中产生层状的 δ -铁素体,以克服变形过程中产生的非连续屈服现象。经过Thermal-Calc计算,当基体Mn含量在0.3%以下时,C含量小于0.1%的前提下Al含量仅需1.5%就足已能保证获得 δ -铁素体;若基体中再添加一定数量的Si,便可在更宽的C含量范围内获得 δ -铁素体。并且,代Mn的Cr元素并不明显地脆化晶界;虽然Cr不是扩大奥氏体相区元素,但Cr能降低奥氏体的Ms点,也能起到稳定

奥氏体的作用,Mn含量可以在较低水平,从而规避了过高的Mn含量给生产带来的困难。

[0008] 具体的,本发明提供的无屈服平台的Cr合金化钢的合金成分具有如下特点:

[0009] 碳C:主要的奥氏体化元素和间隙固溶强化元素,含量至关重要。含量偏低的话会导致亚稳奥氏体含量不足;含量过高的话一方面会造成焊接性能降低,另一方面会导致钢卷难以冷轧。碳含量应控制在0.03-0.3%。

[0010] 铬Cr:主要的固溶强化元素,同时能提高基体的淬透性并降低奥氏体的Ms点。铬含量应控制在1.0-9.0%。

[0011] 锰Mn:奥氏体化元素之一,同时具有提高淬透性的作用,含量至关重要。含量过高的话不易获得层状的 δ -铁素体。Mn含量控制在0.01-2.0%。

[0012] 铝Al:除了脱氧和细化晶粒外,铝元素也可以抑制卷取和退火过程中碳化物的析出。更重要的是,一定量的Al能促进层状的 δ -铁素体的形成,从而克服屈服平台的产生;另一方面铝也可以增加亚稳奥氏体的层错能,合理的铝含量可以使亚稳奥氏体的层错能处于能同时产生TWIP效应和TRIP效应的区间,从而达到提高基体强塑积的目的;此外,铝是铁素体形成元素,能抑制奥氏体的产生,体积分数减少的奥氏体能从基体中吸收更多的碳、锰等合金元素,从而提高了亚稳奥氏体的稳定性。但铝含量不宜过高,否则对连铸过程的影响太大。本发明选择将铝含量控制在0.01-2.0%。当Al含量较低时,主要依靠Si来形成 δ -铁素体,故Al和Si的总添加量 $Al+Si \geq 1.5\%$ 。

[0013] 硅Si:硅元素能够抑制卷取和退火过程中碳化物的析出,也能扩大两相区,同时硅固溶于铁素体可以提高铁素体强度。但硅元素过高会导致热轧表面红锈缺陷增加,降低成品表面质量。因此硅的添加量应视使用场合而定,本发明采用硅含量为0.01-2.0%。

[0014] 磷P:在钢液凝固时形成微观偏析,随后在加热时易朝晶界偏聚,使钢的脆性加大。故P含量应控制在0.02%以下。

[0015] 硫S:不可避免的不纯物,形成MnS夹杂和在晶界偏聚会恶化钢的韧性,并使氢致延迟断裂敏感性增加。故S含量应控制在0.02%以下。

[0016] 镍Ni:镍元素能增加奥氏体稳定性,同时也能有效地提高基体的韧性。镍含量视使用场合而定,本发明采用镍含量为0-3.0%。

[0017] 钼Mo:有效地提高钢的淬透性和强化晶界,还能抑制微合金碳化物的长大。含量超过0.8%后上述作用效果接近饱和,且成本高。本发明采用钼含量为0-0.8%。

[0018] 铜Cu:通过析出 ϵ -Cu实现强化,此外与P配合也可提高基体的耐蚀性。本发明中铜的添加范围为0-2.0%。

[0019] 硼B:显著提高钢的淬透性和净化晶界,含量高于0.005%后作用增加不明显。故硼含量添加范围为0-0.005%。

[0020] 铌Nb:易与碳氮原子在奥氏体温度区间形成细小析出物,能起到细化晶粒的作用,同时固溶铌可以提高奥氏体的未再结晶温度。铌的添加量控制在0-0.2%。

[0021] 钛Ti:一种强碳氮化物形成元素。在板坯加热温度区间可以形成氮化钛来细化奥氏体晶粒。钛的添加量控制在0-0.3%。

[0022] 钒V:以细小的碳氮化物形式存在时,具强烈的析出强化作用。在高强钢中通常也用作氢陷阱来提高钢材的抗氢致延迟断裂性能。本发明中钒的添加量控制在0-0.8%。

[0023] 锆Zr:强碳化物形成元素之一,能起到细晶强化和析出强化的作用。本发明中锆的

添加量控制在0-0.2%。

[0024] 氮N:与Al、Ti、Nb、V、Zr等形成化合物,细化晶粒。同时也是奥氏体区扩大元素,可以提高亚稳奥氏体的稳定性。本发明中N的添加量在0.001-0.03%。

[0025] 稀土RE:起脱氧和脱硫作用,使夹杂物变性,提高钢的塑韧性。含量高于0.05%时作用增加不明显,故稀土的添加量控制在0-0.05%。

[0026] 钙Ca:脱氧和脱硫,使夹杂物变性。其添加量一般与硫的比例为3:1,钙的添加量为0-0.03%。

[0027] 更加优选的,上述无屈服平台的Cr合金化钢中,化学成分包括:以质量百分比计C:0.05-0.2%,Cr:3.0-7.5%、Mn:0.1-0.5%,Al:0.01-1.5%,Si:0.01-1.5%, $P \leq 0.02\%$, $S \leq 0.02\%$,余量为Fe及不可避免的杂质。

[0028] 进一步优选的,上述无屈服平台的Cr合金化钢中,以质量百分比计,C含量优选0.05-0.15%。

[0029] 进一步优选的,无屈服平台的Cr合金化钢中,以质量百分比计, $P \leq 0.015\%$, $S \leq 0.01\%$ 。

[0030] 优选的,所述无屈服平台的Cr合金化钢的微观组织含有层状铁素体。

[0031] 上述无屈服平台的Cr合金化层状组织钢热轧后的组织为 δ -铁素体(体积分数介于5%~60%)+马氏体/贝氏体,其塑性要好于同等强度的DP钢,故热轧钢板可直接应用于表面质量要求不高的场合。若对塑性有更高的要求,可以对钢板进行临界区退火以获得一定量的亚稳奥氏体(>3%)以提高性能。也可对发明钢进行冷轧退火以应用于对表面质量要求更高的场合。因此根据实际需求的不同对于钢的制备方法可以灵活调整。

[0032] 本发明第二方面提供了上述无屈服平台的Cr合金化钢的制备方法,步骤包括:

[0033] S1、连铸生产铸坯或模铸生产铸锭;

[0034] S2、铸坯或铸锭进行热轧或热连轧形成层状 δ -铁素体组织;

[0035] 所述热连轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,然后粗轧、热连轧;

[0036] 所述热轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,进行多道次轧制;

[0037] S3、对热轧钢板进行控制冷却、热处理或冷轧中的一种;

[0038] 所述热处理包括:在线热处理或离线热处理;

[0039] 所述在线热处理包括:将热轧钢板加热至Ac1以上进行部分奥氏体化或全奥氏体化,保温后冷却获得含有马氏体组织的钢板,再加热后退火、保温5min-5h获得含有亚稳奥氏体的钢板,冷却至室温;所述离线热处理包括:直接将热轧钢板置于加热炉或罩式退火炉中进行退火;

[0040] 所述冷轧包括:酸洗、冷轧退火;

[0041] 所述冷轧退火包括:将酸洗后的钢板进行冷轧,所述冷轧压下量为10-85%,然后进行连续退火或镀锌处理。

[0042] 优选的,步骤S1中,采用转炉、电炉或感应炉冶炼进行钢的冶炼,然后连铸生产铸坯或模铸生产铸锭。

[0043] 优选的,步骤S2中,所述热连轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,多道次粗轧至厚度30~50mm,再由精轧机组进行5~7道次连轧;

[0044] 所述热轧包括:铸坯或铸锭经1100~1250℃加热,保温1.5~2.5h后热轧。

[0045] 更加优选的,所述热轧和热连轧的终轧温度可根据后续工艺要求来确定,具体的,在本发明的一个实施例中提供了一种较优的热轧工艺条件,所述热轧的终轧温度 $\geq 860^{\circ}\text{C}$,终轧厚度为2~4mm,轧后钢板冷却至 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 保温0.8~1.5h,冷却至室温。

[0046] 更加优选的,步骤S3所述在线热处理中,所述再加热后退火、保温采用正相变工艺或逆相变工艺;

[0047] 所述正相变工艺包括:将钢板加热至 $940\sim 960^{\circ}\text{C}$,保温3~7min,然后至于 $280\sim 320^{\circ}\text{C}$ 下保温5~10min;

[0048] 所述逆相变工艺包括:将钢板加热至 $940\sim 960^{\circ}\text{C}$,保温3~7min,然后油淬至室温,将油淬后的钢板至于 $700\sim 900^{\circ}\text{C}$ 下保温8-12min。

[0049] 更加优选的,步骤S3所述冷轧工艺中,对热轧钢板软化退火后进行所述酸洗,所述软化退火包括:将热轧钢板装入退火炉,加热至铁素体-奥氏体两相区并保温0.5~1.5h使基体组织充分软化,冷却至室温。对于 δ -铁素体含量较高(如 $\geq 40\%$)的板卷或在冷轧压下量不大(如 $\leq 30\%$)的情况下,可不进行所述软化退火处理。

[0050] 进一步优选的,步骤S3所述冷轧工艺中,所述冷轧退火包括:将酸洗后的钢板在室温下进行冷轧,所述冷轧下压量为30~70%,然后连续退火,所述连续退火的均热段温度 $680\sim 850^{\circ}\text{C}$,缓冷段温度 $580\sim 750^{\circ}\text{C}$,快冷段温度 $280\sim 320^{\circ}\text{C}$ 。

[0051] 与现有技术相比,本发明具有以下优点:

[0052] (1) 本发明提供的无屈服平台的Cr合金化钢,在Mn含量很低的前提下,较少的Al含量就能使组织中产生层状的 δ -铁素体,以克服变形过程中产生的非连续屈服现象,与同等强度的材料相比,本发明提供的材料塑性要更好。

[0053] (2) 本发明提供的无屈服平台的Cr合金化钢化学成分上通过以Cr代Mn来降低基体的Mn含量,从而规避了过高的Mn含量给生产带来的困难,给工业化生产带来便利。进一步配合其它合金元素对性能进行调整和提高,从而在生产难度不大的前提下获得综合力学性能较高的无屈服平台的Cr合金化钢。

[0054] (3) 本发明所述无屈服平台的Cr合金化钢的生产工艺可根据材料需求进行选择 and 调整,在对符合化学组份要求的铸坯热轧后所得热轧板塑性较好,可直接应用于表面质量要求不高的场合。在对塑性有更高要求时,可以对钢板进行临界区退火以获得一定量的亚稳奥氏体以提高性能。也可通过冷轧退火使钢板应用于对表面质量要求更高的场合。本发明不仅适用于汽车用钢领域,也可向工程结构用钢领域推广,适用范围广、实用性强。

附图说明

[0055] 图1为本发明实施例1中无屈服平台的Cr合金化钢热轧后的组织。

[0056] 图2为本发明实施例2中冷轧退火后的无屈服平台的Cr合金化钢的典型拉伸曲线。

具体实施方式

[0057] 下文将结合具体实施方式和实施例,具体阐述本发明,本发明的优点和各种效果将由此更加清楚地呈现。本领域技术人员应理解,这些具体实施方式和实施例是用于说明本发明,而非限制本发明。

[0058] 在整个说明书中,除非另有特别说明,本文使用的术语应理解为如本领域中通常

所使用的含义。因此,除非另有定义,本文使用的所有技术和科学术语具有与本发明所属领域技术人员的一般理解相同的含义。若存在矛盾,本说明书优先。

[0059] 除非另有特别说明,本发明中用到的各种原材料、试剂、仪器和设备等,均可通过市场购买得到或者可通过现有方法制备得到。

[0060] 本发明的几个实施例中主要是针对汽车用热轧钢板和冷轧钢板的开发来确定的具体化学组份以及工艺条件,但本发明的思路同样适用于中厚板、型材和棒线材。本发明几个实施例中所述室温均指10~35℃左右的室内温度。

实施例1

[0061] 本实施例提供了无屈服平台的Cr合金化钢及其制备方法,步骤包括:

[0062] (1) 钢的冶炼:本实施例由实验室真空感应炉冶炼,浇铸成50kg的方锭。本实施例共冶炼5炉钢,分别编号为1~5,各号钢对应的化学成分见表1,表1中元素对应的含量为质量百分比含量,各号钢中除了包含表中1对应的元素,其余为Fe及不可避免的杂质。

表1 1~5号钢的化学成分表(单位:wt%)

钢号	C	Mn	Cr	Al	Si	P	S	其它
1	0.06	0.4	3.1	1.5	0.03	0.009	0.005	
2	0.11	0.3	3.3	1.4	1.2	0.011	0.004	
3	0.12	0.3	4.9	1.5	1.5	0.008	0.006	
4	0.12	0.4	5.1	1.4	1.3	0.012	0.005	Nb:0.05,V:0.12
5	0.13	0.3	7.2	1.5	1.4	0.011	0.005	Nb:0.06,V:0.1

[0063] (2) 热轧

[0064] 将钢锭在1100-1250℃加热,保温2h左右后开始热轧。终轧厚度为3mm,终轧温度不低于860℃。轧后将钢板冷至500-600℃时立即放入500-600℃的箱式加热炉中,保温1h后炉冷至室温,以模拟卷取过程。其中,2号钢热轧钢板组织如附图1所示。

[0065] (3) 热轧钢板的热处理

[0066] 将热轧钢板加热至Ac1 (800~880℃) 以上进行部分奥氏体化或全奥氏体化,保温后冷却。

[0067] 针对1-5号钢,采用逆相变工艺,步骤包括:将钢板加热至950℃保温5min,随后油淬至室温。再将油淬钢板放入700~900℃的箱式炉中保温10min,最后空冷至室温。

[0068] 针对1-2号钢,还采用了正相变工艺进行对比,步骤包括:将钢板加热至950℃保温5min,随后放入300℃左右的盐浴炉中保温5min,然后空冷至室温。

[0069] 各号钢的具体热处理工艺条件,以及经不同工艺热处理条件所得热轧钢板的力学性能如表2所示。

表2经不同工艺热处理后热轧钢板的力学性能

钢号	热处理工艺	R _{p0.2} /MPa	R _m /MPa	A/%
1	950℃,5min;300℃,5min;空冷	548	825	23
1	950℃,5min;油淬;850℃,10min;空冷	456	628	42
2	950℃,5min;300℃,5min;空冷	656	943	22
2	950℃,5min;油淬;850℃,10min;空冷	576	685	39
3	950℃,5min;油淬;860℃,10min;空冷	561	745	41

4	950℃,5min;油淬;860℃,10min;空冷	658	823	40
5	950℃,5min;油淬;860℃,10min;空冷	667	853	39

实施例2

[0070] 本实施例提供了无屈服平台的Cr合金化钢及其制备方法,本实施例中将实施例1中所得1-5号钢在不同工艺条件下制备得到一组冷轧板,制备步骤包括:

[0071] (1) 钢的冶炼:本实施例采用实施例1中的1-5号钢,由实验室真空感应炉冶炼,浇铸成50kg的方锭。

[0072] (2) 热轧:热轧工艺与实施例1一致。

[0073] (3) 冷轧:将1-5号钢对应的热轧板进行软化退火处理,软化退火工艺依化学成分的不同而不同,总体原则是加热至两相区(800~1100℃)保温1h左右,冷却至室温后进行酸洗,最后在室温下进行冷轧。本实施例中1-5#钢的冷轧压下量均为50%。冷轧后钢板裁切至合适尺寸,在连退模拟机上模拟连续退火过程,具体冷轧连续退火工艺参数及不同工艺条件下所得冷轧钢板的力学性能如表3所示。其中,2号钢对应的冷轧退火后的无屈服平台的Cr合金化钢的典型拉伸曲线如附图2所示。

表3不同工艺处理下冷轧板的力学性能

钢号	热处理工艺/℃	R _{p0.2} , R _{e1} /MPa	R _m /MPa	A/%
1	均热:850;缓冷:750;快冷:320	487	716	39
2	均热:680;缓冷:580;快冷:280	583	815	40
3	均热:700;缓冷:600;快冷:280	594	827	41
4	均热:720;缓冷:620;快冷:280	665	879	39
5	均热:700;缓冷:600;快冷:280	672	894	38

[0074] 尽管已描述了本发明的优选实施例,但本领域内的技术人员一旦得知了基本创造性概念,则可对这些实施例作出另外的变更和修改。所以,所附权利要求意欲解释为包括优选实施例以及落入本发明范围的所有变更和修改。

[0075] 显然,本领域的技术人员可以对本发明进行各种改动和变型而不脱离本发明的精神和范围。这样,倘若本发明的这些修改和变型属于本发明权利要求及其等同技术的范围之内,则本发明也意图包含这些改动和变型在内。

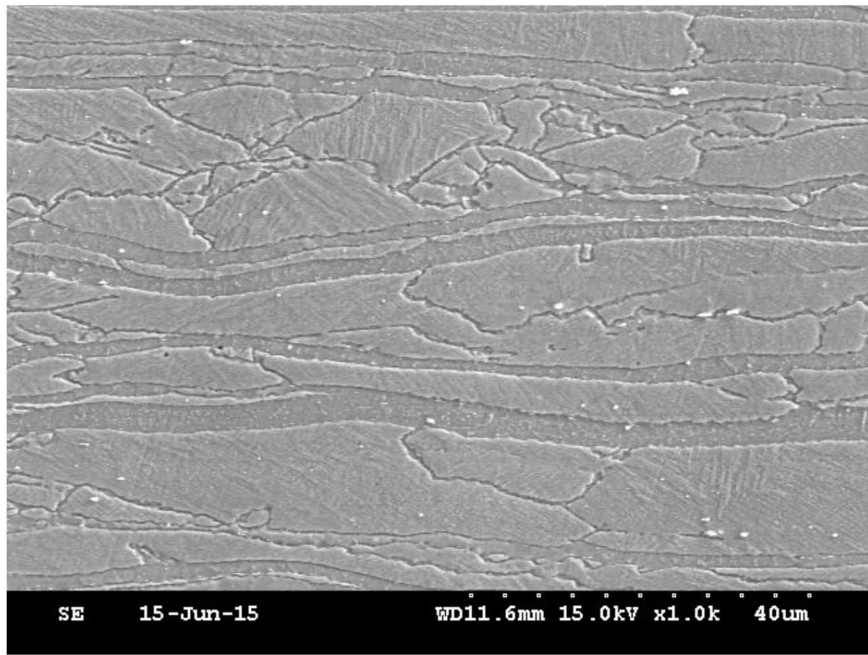


图1

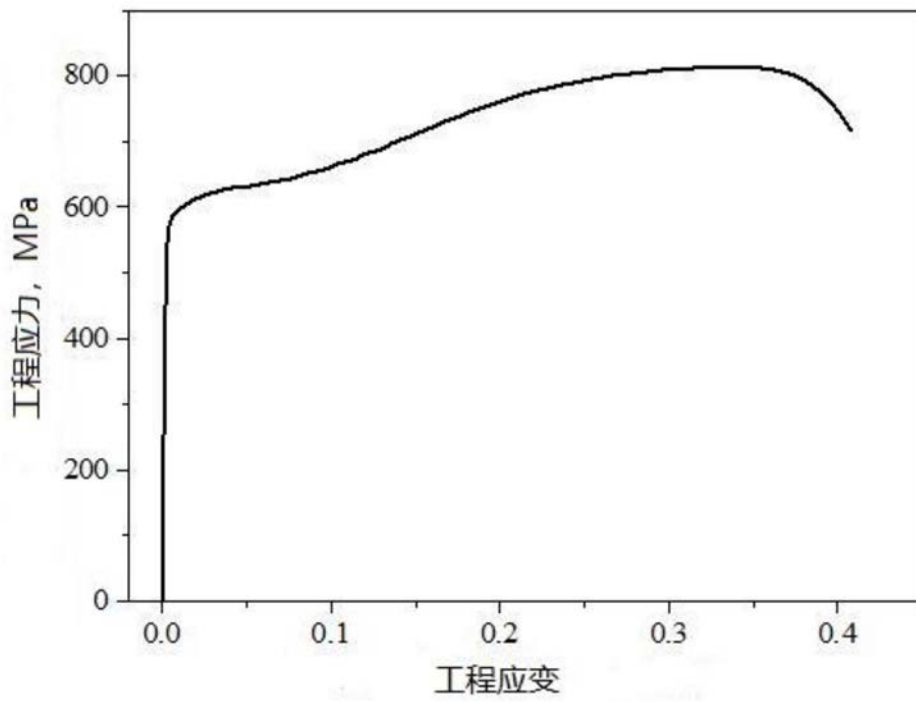


图2