



(21) 申请号 202411118671.8

G22C 38/04 (2006.01)

(22) 申请日 2024.08.15

G22C 38/02 (2006.01)

G21D 8/06 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 118639128 A

(56) 对比文件

CN 115386803 A, 2022.11.25

CN 118326233 A, 2024.07.12

(43) 申请公布日 2024.09.13

(73) 专利权人 江苏永钢集团有限公司

地址 215600 江苏省苏州市张家港市南丰

镇永联工业园永钢大道100号

审查员 蔡灿

(72) 发明人 彭梦都 屈小波 时彤彤

(74) 专利代理机构 南京智造力知识产权代理有

限公司 32382

专利代理师 邵娟

(51) Int. Cl.

G22C 38/14 (2006.01)

G22C 38/12 (2006.01)

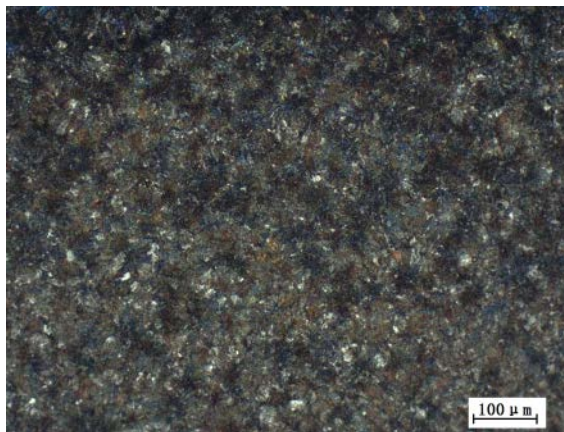
权利要求书2页 说明书11页 附图3页

(54) 发明名称

一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条及其制造方法,基于高C含Ti、Mo化学成分控制轧吐丝为盘条后进行在线盐浴等温控制,使盘条先经过前段熔盐,盘条以 $\geq 43^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷速降温至索氏体相区进行等温相变,促进奥氏体部分转变为索氏体组织,盘条再经过后段熔盐升温等温,使未转变的奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,最后经过辊道缓冷,制为显微组织包括回火珠光体、回火索氏体、铁素体、准球化碳化物的冷镦钢盘条,实现盘条组织调控和强塑性能匹配,抗拉强度为1080~1130MPa,断面收缩率为51%~56%,适用于13.9级超高强度紧固件螺栓免退火高效绿色制造。



1. 一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条,其特征在于,所述冷镦钢盘条的化学成分及质量百分比包括:C:0.72%~0.77%、Si:0.10%~0.30%、Mn:0.30%~0.50%、Ti:0.010%~0.030%、Mo:0.10%~0.30%、P≤0.015%、S≤0.015%,其余为Fe和不可避免杂质,其显微组织包括体积百分比占46%~52%回火珠光体、体积百分比占40%~49%的回火索氏体、体积百分比占2%~5%的铁素体、其余为准球化碳化物所组成的混合组织;

其制造方法包括:按所述13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的化学成分控轧生产线材,线材按≥930℃的吐丝温度吐丝为盘条后,进行在线盐浴等温控制,使盘条先经过前段熔盐,盘条以≥43℃/s的冷速降温至索氏体相区进行等温相变,促进奥氏体部分转变为索氏体组织,盘条再经过后段熔盐升温等温,使未转变的奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,最后经过辊道缓冷,制为显微组织包括回火珠光体、回火索氏体、铁素体、准球化碳化物所组成混合组织的冷镦钢盘条,所述前段熔盐的温度为460~490℃,处理时间为20~40s;所述后段熔盐的温度为525~570℃,处理时间为300~600s。

2. 根据权利要求1所述的13.9级免退火热轧冷镦钢盘条,其特征在于,所述回火珠光体的片层间距为155~180nm,所述回火索氏体的片层间距为80~115nm,所述冷镦钢盘条的网状碳化物级别为0级。

3. 根据权利要求1或2所述的13.9级免退火热轧冷镦钢盘条,其特征在于,所述冷镦钢盘条的直径为14.0~22.0mm,抗拉强度为1080~1130MPa,断面收缩率为51%~56%。

4. 一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的制造方法,其特征在于,其制造方法包括:

按权利要求1所述13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的化学成分控轧生产线材,线材按≥930℃的吐丝温度吐丝为盘条后,进行在线盐浴等温控制,使盘条先经过前段熔盐,盘条以≥43℃/s的冷速降温至索氏体相区进行等温相变,促进奥氏体部分转变为索氏体组织,盘条再经过后段熔盐升温等温,使未转变的奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,最后经过辊道缓冷,制为显微组织包括体积百分比占46%~52%回火珠光体、体积百分比占40%~49%的回火索氏体、体积百分比占2%~5%的铁素体、其余为准球化碳化物所组成混合组织的冷镦钢盘条;所述前段熔盐的温度为460~490℃,处理时间为20~40s;所述后段熔盐的温度为525~570℃,处理时间为300~600s。

5. 根据权利要求4所述的13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的制造方法,其特征在于,所述控轧时,轧制前控制钢坯加热温度≤1120℃,均热时间为2~3h。

6. 根据权利要求4所述的13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的制造方法,其特征在于,所述控轧时,控制初轧温度为1055~1100℃,初轧压下量为30%~45%,终轧温度为940~980℃,终轧压下量为20%~33%。

7. 根据权利要求4所述的13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的制造方法,其特征在于,所述前段熔盐的熔盐循环量为600~800t/h,熔盐温升≤8℃,所述后段熔盐的熔盐循环量为150~250t/h,熔盐温升≤5℃。

8. 根据权利要求4所述的13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的制造方法,其特征在于,所述辊道缓冷控制盘条以0.3~0.8℃/s的冷却速度缓冷。

9. 根据权利要求8所述的13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的制造方法,其特征在于,所述辊道缓冷采用保温罩关闭,或保温罩关闭同时向保温罩内输入在线盐浴等温控制的盐浴槽

上方的热气。

## 一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于热轧冷镦钢盘条技术领域,具体涉及一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 螺栓紧固作为工业设备的重要连接方式,广泛应用于汽车工业、机械设备、建筑等领域,冷镦钢作为螺栓的母材,对螺栓的性能起至关重要的作用,随着新能源汽车等应用领域的发展,对冷镦钢盘条的需求及要求也不断提高。目前,13.9级超高强度紧固件用冷镦钢盘条的研发主要集中在中碳钢基础上,通过提高合金含量、添加微合金元素、调控盘条组织为含部分贝氏体、马氏体或全部贝氏体的组织,来实现强度等级的提升,例如:专利CN104046903B公开的13.9级和14.9级耐延迟断裂高强度紧固件用盘条及其制造方法,采用中C-Si-Mn-Cr-Mo-V-Nb-B-Al成分设计,结合低温吐丝、斯太尔摩慢冷或先快后慢冷却来获得贝氏体为主的组织,但一方面,所得盘条塑性不足,在螺栓制造的拉拔或冷镦工序前还需进行球化退火工序,来改善冷变形性能,带来螺栓制造工序多、能耗和排放大、效率低的问题,因此为适应汽车工业不断朝着进行轻量化、清洁化方向的发展需求,需要研发13.9级免退火热轧冷镦钢盘条,以实现超高强度紧固件螺栓高效绿色制造;另一方面,盘条中的强化合金和微合金成分含量较多,增加了材料成本,同时贝氏体组织作为硬脆相增加了盘条脆断风险,容易在钢厂集卷、钢厂向下游运输盘卷、下游用户将盘卷开卷放线过程中断裂,造成原材料的浪费和成材率的下降,也限制了冷镦钢盘条的应用。

[0003] 虽然现有开发了一些免退火冷镦钢盘条,但主要集中在8.8~10.9级紧固件用冷镦钢盘条,难以满足13.9级紧固件加工省却退火工序需求的技术难点和成因包括:

[0004] (1) 为了满足免退火、拉拔、冷镦和调质工艺后能够达到13.9级紧固件的性能等级,需要更高强度的成分体系,增加了冷镦钢盘条的塑性提升难度,以低温吐丝和轧后缓冷来获得更多的形变诱导铁素体和粗片层的珠光体,来提高盘条塑性的免退火冷镦钢生产设计,会导致盘条强度的过分劣化,需要通过大减面率的拉拔和冷镦来提强,过程中进一步增大了塑性损失,同时珠光体组织含有较大的组织应力和位错密度,对塑性的改善效果有限,盘条塑性仍不足,加剧了拉拔断丝和冷镦开裂风险或无法通过调质达到最终性能等级。

[0005] (2) 碳元素作为钢中能提高强度且较为经济的元素,替代强化合金或微合金元素有利于降低材料成本,但一方面,随着碳含量的增加,增大了二次渗碳体的析出风险,采用低温吐丝和斯太尔摩慢冷工艺时,经过二次渗碳体的析出温度区间时间更长,使得钢中的网状碳化物趋向连续与粗化,破坏了基体连续性,增加了材料脆性,使得盘条承受载荷的强度、特别是韧性变差,进而加剧了开裂风险,碳含量的增加也使得贝氏体相区温度上升,在提高斯太尔摩风冷冷速下,伴有风量在盘条表面的不均匀分布,增大了盘条温差和析出贝氏体甚至马氏体异常组织的风险,导致盘条塑性和成材率的显著下降、盘条力学波动增加,对生产和使用不利;另一方面,现有高碳含量的盘条以获得高比例的索氏体组织、提升盘条强度为主,由于斯太尔摩风冷线的控冷能力有限,盘条在持续缓冷相变过程中、孕育索氏体

组织后已处于低温状态,所得索氏体组织的位错密度较高,使得最终盘条塑性不足,而珠光体或铁素体组织的增加同样对塑性的改善有限,使得最终盘条性能难以满足拉拔冷镦和调质后的性能等级需求。

[0006] (3) 相较于V、Nb、Ti作为可以通过细晶强化和析出强化提高盘条塑韧性能的微合金元素,在强化基体的同时形成较强的氢陷阱,还可进一步改善钢的抗氢脆性能,但为了通过低温吐丝和保温缓冷来改善冷镦钢盘条塑性,轧制阶段温度较低使得形变奥氏体析出,不利于轧制阶段的为微合金析出强化,同时轧后持续缓冷下,通过析出相温度区间的时间仍较短,导致纳米级析出物较少或粗化,造成合金的浪费甚至最终产品性能的下降。

### 发明内容

[0007] 本发明旨在至少在一定程度上解决上述技术问题之一,本发明提供一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条及其制造方法,能够减少合金用量,发挥C、Ti作用,实现盘条组织调控和强塑性匹配,适用于13.9级超高强度紧固件螺栓免退火高效绿色制造,有利于降低拉拔断丝和冷镦开裂风险,提高成材率。

[0008] 本发明解决其技术问题所采用的技术方案是:

[0009] 一种13.9级免退火热轧冷镦钢盘条,所述冷镦钢盘条的化学成分及质量百分比包括:C:0.72%~0.77%、Si:0.10%~0.30%、Mn:0.30%~0.50%、Ti:0.010%~0.030%、Mo:0.10%~0.30%、P≤0.015%、S≤0.015%,其余为Fe和不可避免杂质,其显微组织包括体积百分比占46%~52%回火珠光体、体积百分比占40%~49%的回火索氏体、体积百分比占2%~5%的铁素体、其余为准球化碳化物所组成的混合组织。

[0010] 上述冷镦钢盘条的化学成分及质量百分比设计依据包括:

[0011] (1) 碳:C元素是本发明的主要强化元素,在钢中相对其他元素更廉价,主要以碳化物形式存在,有助于通过固溶强化和析出强化提供材料的基体强度,决定了成品螺栓经调质后的最终硬度和强度,但同时增加了脱碳风险和渗碳体沿晶界呈网状分布风险,且C元素含量过高,贝氏体相区温度更高,对组织调控不利,因此为了满足13.9级紧固件的最终性能等级需求,兼顾冷镦性能及便于组织调控,C的质量百分比控制为0.75%~0.79%。

[0012] (2) 硅:Si元素在冶炼过程中常作为脱氧剂加入钢中,可以通过固溶强化而提高盘条的强度,抑制盘条经过前段熔盐的晶粒粗化,但硅过量会增加非金属夹杂和脱碳风险,使钢的延伸率、断面收缩率和韧性降低,恶化冷镦成型性能,因此Si的质量百分比控制为0.10%~0.30%。

[0013] (3) 锰:Mn元素在冶炼过程中常作为脱氧剂加入钢中,可以形成碳化物,通过析出强化和固溶强化作用进一步提高钢的强度和淬透性,但Mn含量过高会加剧钢坯凝固过程中的偏析,导致钢的均匀性变差,增加材料加热过程中的晶粒粗化倾向,恶化钢的加工性能和塑性,且Mn过高也会带来材料成本的增加,因此Mn的质量百分比控制为0.30%~0.50%。

[0014] (4) 钛:Ti元素可在高温轧制过程中通过应变诱导析出机制细化晶粒,起到细晶强化作用,降低钢的加工硬化率,改善钢的冷加工性能,同时Ti的弥散析出相可提高成品螺栓强度和抗氢脆性能,但Ti含量过高会引起成本升高,易形成粗大的碳化物和夹杂也会造成塑性降低,因此基于Ti的作用和材料成本考虑,Ti的质量百分比控制为0.010%~0.030%。

[0015] (5) 钼:Mo元素能强烈提高淬透性并抑制材料析出相的粗化,最大化发挥析出相的强化作用,可以提高钢的回火稳定性,钼与碳结合可形成氢陷阱,可以提高材料的耐延迟断裂性能,但其成本极为高昂,会促进脱碳,易形成铁素体相或脆性相而时韧性降低,因此基于Mo的作用和材料成本考虑,Mo的质量百分比控制为0.10%~0.30%。

[0016] (6) 磷、硫:P元素和S元素属于杂质元素,越低越好,因此控制 $P \leq 0.015\%$ 、 $S \leq 0.015\%$ 。

[0017] 上述冷锻钢盘条采用高C含Ti、Mo化学成分设计,Mn含量相对较低,不添加Cr、V、Nb、B等合金成分,可以相对降低材料成本,同时冷锻钢盘条的显微组织以回火珠光体和回火索氏体为主、含少量铁素体和准球化碳化物,珠光体组织相较索氏体片层间距、塑性更好,珠光体组织经过回火转变为回火珠光体后,组织应力和位错密度得以进一步降低,索氏体组织相较珠光体片层间距更细、强度更高,索氏体组织相较贝氏体或马氏体组织畸变更小、位错密度更低,索氏体组织经过回火转变为回火索氏体后,位错密度得以进一步降低,碳化物进一步相球化组织转变,故相较于现有以贝氏体为主、含有贝氏体或含有马氏体组织的冷锻钢盘条,以回火珠光体与回火索氏体为主的组织保留了珠光体和索氏体的强度特征,配合高C成分的固溶强化作用、Mo抑制析出相粗化的Ti大量弥散析出强化作用,使冷锻钢盘条兼具不输于硬脆相组织的盘条强度,但塑性得以明显改善。

[0018] 同理相较于现有以索氏体为主的高碳钢盘条,所述冷锻钢盘条以珠光体和索氏体调控盘条塑性,经过回火态调控后,组织应力和位错密度的降低使得冷锻钢盘条的塑性得以进一步提升,更适合螺栓免退火工艺下的拉拔和冷锻制造,相较于现有以增大铁素体含量来改善塑性的免退火盘条,所述冷锻钢盘条中仅含有少量铁素体组织,避免了盘条强度的过度损失,进而保证了盘条的强度与塑性匹配。

[0019] 在优选的实施例中,所述回火珠光体的片层间距为155~180nm,所述回火索氏体的片层间距为80~115nm,回火珠光体与回火索氏体的片层间距越大,则冷锻钢盘条强度下降、塑性上升。

[0020] 在优选的实施例中,所述冷锻钢盘条的网状碳化物级别为0级,可以有效消除网状碳化物,避免网状碳化物对盘条性能的恶化,提高碳元素的利用,更适用于拉拔冷锻。

[0021] 在优选的实施例中,所述冷锻钢盘条的直径为14.0~22.0mm,抗拉强度为1080~1130MPa,断面收缩率为51%~56%,冷锻钢盘条避免了抗拉强度过度损失,同时明显提高了断面收缩率,可以在省却球化退火工序下,有效降低拉拔断丝和冷锻开裂风险。

[0022] 一种13.9级免退火热轧冷锻钢盘条的制造方法,其制造方法包括:

[0023] 按上述所述13.9级免退火热轧冷锻钢盘条的化学成分控轧生产线材,线材按 $\geq 930^{\circ}\text{C}$ 的吐丝温度吐丝为盘条后,进行在线盐浴等温控制,使盘条先经过前段熔盐,盘条以 $\geq 43^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷速降温至索氏体相区进行等温相变,促进高温奥氏体部分转变为索氏体组织,盘条再经过后段熔盐升温等温,使未转变的高温奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,最后经过辊道缓冷,制为显微组织包括体积百分比占46%~52%回火珠光体、体积百分比占40%~49%的回火索氏体、体积百分比占2%~5%的铁素体、其余为准球化碳化物所组成混合组织的冷锻钢盘条。

[0024] 上述制造方法采用高C含Ti、Mo化学成分设计结合结合在线盐浴等温控制技术,避免吐丝温度过低引起轧制温度过低而导致Ti难以析出持续细化晶粒,同时通过吐丝后先经

过前段熔盐直接盐浴,相较于斯太尔摩风冷强冷工艺,能够以更快的冷却速度,快速略过二次渗碳体的析出温度区间,有效消除网状碳化物对盘条的恶化影响,并形成更大的过冷度,使盘条快速降温至索氏体相区进行等温转变,促进盘条吐丝后的高温奥氏体组织部分转变为片层间距更细的索氏体组织,提供基体强度和塑性,为控制组织中的回火索氏体占比作准备,由于盘条穿过熔盐时,熔盐能覆盖盘条表面且具有高换热能力,故盘条与熔盐均匀换热,也避免了因温差过大引起的贝氏体或马氏体异常组织风险。

[0025] 相较于低温吐丝后的保温缓冷或延迟冷却工艺使盘条持续冷却,后段熔盐的温度较前段熔盐更高,经过前段熔盐的盘条再经过后段熔盐升温等温后,可以使盘条达到珠光体相变温度区间,使组织中未转变的高温奥氏体转变为珠光体或少量不可避免的铁素体组织,同时利用盘条与后段熔盐的温度保持一致进行等温处理而非持续冷却,延长盘条在更高温度下的等温时间,促进索氏体及珠光体组织向球化组织转变,降低组织应力和位错密度,转变为回火索氏体和回火珠光体组织,碳化物向球化组织转变,在Mo抑制析出相粗化的基础上,使TiC析出物在晶界和晶粒内位错上大量弥散析出,避免其长大和聚集,最大化发挥弥散析出相的强化作用,进而调控盘条的强塑性能,最后在辊道缓冷作用下,利用盘条穿出后段熔盐后的高温余热,在持续缓冷下促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,提高盘条软化效果,也避免盘条强度和过度损失,最终实现冷锻钢盘条组织调控。

[0026] 在优选的实施例中,所述控轧时,轧制前控制钢坯加热温度 $\leq 1120^{\circ}\text{C}$ ,均热时间为2~3h,促进钢中合金元素的充分回溶和均匀化,避免钢坯加热温度过高、均热时间够长导致能源浪费、烧损、原始晶粒粗化和脱碳风险。

[0027] 在优选的实施例中,所述控轧时,控制初轧温度为 $1055\sim 1100^{\circ}\text{C}$ ,初轧压下量为30%~45%,Ti的析出温度相较Nb、V更高,由于吐丝后直接盐浴可快速进入索氏体相区进行等温转变,打破了低温吐丝对冷锻钢盘条生产的限制,故控轧阶段,可以通过高温轧制诱导含Ti析出相大量弥散析出钉扎晶界,利用较大的初轧压下量细化原始奥氏体,进而最终起到细化晶粒的作用,避免初轧温度过低引起Ti的析出变慢、轧速过低、轧机磨损增大和影响生产效率。

[0028] 在优选的实施例中,所述控轧时,终轧温度为 $940\sim 980^{\circ}\text{C}$ ,终轧压下量为20%~33%,避免过低的终轧温度引起纳米级析出物的减少,利用含Ti析出相持续细化晶粒,强韧化基体,使拉拔或冷锻过程中裂纹不易萌生和传播。

[0029] 在优选的实施例中,所述前段熔盐的温度为 $460\sim 490^{\circ}\text{C}$ ,处理时间为20~40s,前段熔盐的温度越低、处理时间越长、冷速越高,则盘条转变为索氏体的量越多,索氏体片层间距越细,所得显微组织中回火索氏体占比越多,盘条强度上升、塑性下降,但温度过低有析出贝氏体异常组织的风险,时间过长,影响组织中的回火珠光体含量,对盘条塑性不利,反之前段熔盐的温度越高、处理时间越短,则盘条组织中的回火索氏体占比越少、片层间距越粗,盘条强度下降、塑性上升,但前段熔盐的温度过高、处理时间过短对奥氏体组织向索氏体组织转变不利,引起盘条强度的过度损失,索氏体片层间距过大也会增加球化难度甚至网状碳化物析出风险,故可以进一步调控前段熔盐的温度和处理时间,控制奥氏体组织部分转变为片层间距较细的索氏体组织,提供基体强度和塑性。

[0030] 在优选的实施例中,所述前段熔盐的熔盐循环量为 $600\sim 800\text{t/h}$ ,熔盐温升 $\leq 8^{\circ}\text{C}$ ,用较大的熔盐循环量控制熔盐温升,保持盘条经过前段熔盐等温的温度精度,避免出现贝



氏体异常组织。

[0031] 在优选的实施例中,所述后段熔盐的温度为525~570℃,处理时间为300~600s,后段熔盐的温度越高、处理时间越长,则未转变的高温奥氏体转变的珠光体片层间距越大,铁素体含量增多,更利于索氏体、珠光体组织及碳化物向球化组织转变,使得韧化和球化效果越明显,盘条强度下降、塑性上升,但后段熔盐的温度过高,析出的珠光体片层间距过大、铁素体占比过高会造成过大的强度损失,处理时间过长,有Ti的析出物粗化和准球化碳化物聚集团聚长大的风险,将导致强塑性能的明显损失,反之后段熔盐的温度越低、处理时间越短,则铁素体含量减小,回火珠光体片层间距降低,不利于碳化物向球化组织转变,韧化和球化软化效果越弱,盘条强度上升、塑性下降,故可以进一步控制后段熔盐的温度和处理时间,进一步调控盘条组织和强塑性能匹配、适度软化基体组织。

[0032] 在优选的实施例中,所述后段熔盐的熔盐循环量为150~250t/h,熔盐温升 $\leq 5^{\circ}\text{C}$ ,可以用相对较小的熔盐循环量控制熔盐温升,保持后段熔盐的等温处理温度精度并降低熔盐循环能耗。

[0033] 在优选的实施例中,所述辊道缓冷控制盘条以0.3~0.8℃/s的冷却速度缓冷,随后集卷,优选集卷温度为350℃以下,可以进一步缓冷促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,提高盘条软化效果。

[0034] 在优选的实施例中,所述辊道缓冷采用保温罩关闭,或保温罩关闭同时向保温罩内输入在线盐浴等温控制的盐浴槽上方的热气,可以回收利用在线盐浴等温控制的空气热能,避免低速冷却下引起辊道速度过低而影响生产效率,进一步降低能耗、提高产率。

[0035] 与现有技术相比,本发明的有益效果至少在于:

[0036] (1) 针对现有13.9级超高强度紧固件用冷锻钢盘条还需球化退火、能耗和排放高、应用受限的现状,本发明采用高C含Ti、Mo化学成分设计,Mn含量相对较低,不添加Cr、V、Nb、B等合金成分,不含有贝氏体及马氏体硬脆相组织,显微组织类型为回火珠光体和回火索氏体为主、少量铁素体和准球化碳化物所组成的混合组织,用回火态组织调控盘条组织应力和位错密度,显著改善盘条塑性,可达产品抗拉强度 $R_m$ 为1080~1130MPa,断面收缩率Z为51%~56%,用于制造13.9级免退火高强度紧固件螺栓等应用领域,有利于降低拉拔断丝和冷锻开裂风险,提高成材率,降低原料浪费,实现超高强度紧固件螺栓高效绿色制造,有利于适应汽车工业不断朝着进行轻量化、清洁化方向发展,具有良好的市场应用前景。

[0037] (2) 针对现有冷锻钢盘条受斯太尔摩风冷线限制,难以满足13.9级免退火盘条制造现状,本发明的制造方法基于高C含Ti、Mo化学成分结合在线盐浴等温控制技术,调控热轧盘条组织性能,先用前段熔盐控制高温吐丝盘条以较大过冷度及较快冷速在索氏体相区进行等温转变,有效改善网状碳化物对盘条性能的恶化影响,提供基体强度和塑性,再用后段熔盐促进未转变的奥氏体组织向珠光体转变,索氏体、珠光体组织及碳化物向球化组织转变,软化基体组织,用缓冷促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,提高盘条软化效果,实现盘条的强度和塑性匹配,可以有效发挥C、Ti的作用并提高成材率,具有良好的工业适应性。

[0038] (3) 本发明的制造方法打破了低温吐丝对冷锻钢盘条制造的限制,通过高温轧制诱导含Ti析出相大量弥散析出钉扎晶界,利用含Ti析出相持续细化晶粒,利用Mo抑制材料析出相的粗化,最大作用发挥析出相的强化作用,可提高成品螺栓强度和抗氢脆性能。



## 附图说明

[0039] 本发明的上述和/或附加的方面和优点从结合下面附图对实施例的描述中将变得明显和容易理解,其中:

[0040] 图1是本发明实施例1的金相组织图;

[0041] 图2是本发明实施例2的金相组织图;

[0042] 图3是本发明实施例3的金相组织图。

## 具体实施方式

[0043] 下面通过参考附图描述的实施例是示例性的,仅仅为了进行举例说明且不限对本发明的特点和特征的描述,以提出执行本发明的最佳方式,旨在用于解释本发明,并足以使得本领域技术人员能够实施本发明,而不能理解为对本发明的范围有任何限制,本发明的范围仅由所附权利要求来限定。

### 实施例1:

[0044] 本发明所述13.9级免退火热轧冷镦钢盘条的制造方法的一种较佳实施方式,所述冷镦钢盘条的化学成分及质量百分比包括:C:0.72%、Si:0.3%、Mn:0.45%、Ti:0.013%、Mo:0.21%、P:0.014%、S:0.011%,其余为Fe和不可避免杂质,其制造方法按照控轧→吐丝→在线盐浴等温控制→辊道缓冷→集卷的工艺流程制造,具体的:

[0045] 所述控轧用于将规格为220mm×220mm的钢坯,通过加热炉加热促进钢中合金元素的充分回溶和均匀化并避免烧损和脱碳风险,加热为达到可轧制塑性的高温钢坯后,再通过轧制线将从加热炉出来的钢坯,轧制为直径规格为20mm的线材,通过高温轧制诱导含Ti析出相大量弥散析出钉扎晶界,并最终起到细化晶粒的作用,具体的:控制钢坯加热温度为1100℃,均热时间为2.5h,初轧温度为1080℃,初轧压下量为36%,终轧温度为960℃,终轧压下量为25%。

[0046] 所述吐丝工序用于将出轧制线的线材,经过吐丝机制为盘条,盘条散布在辊道上沿辊道输送,通过适当的吐丝温度,避免盘条在吐丝阶段析出网状碳化物,延续晶粒细化效果,为形成较大过冷度和索氏体形核创造有利条件,具体的:控制吐丝温度为940℃。

[0047] 所述在线盐浴等温控制采用内设熔盐的两段盐浴槽,吐丝后的盘条经辊道输送穿过第一段盐浴槽即前段熔盐,快速降温至前段熔盐的熔盐温度,使盘条以46℃/s的冷速降温,控制高温吐丝盘条快速略过二次渗碳体的析出温度区间,以较大过冷度及较快冷速在索氏体相区进行等温相变,促进高温奥氏体部分转变为索氏体组织,提供基体强度和塑性,经过前段熔盐的盘条再穿过第二段盐浴槽即后段熔盐升温等温,使未转变的高温奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,软化基体组织,以保证盘条的强度和塑性匹配,具体的:所述前段熔盐的温度为460℃,处理时间为40s,熔盐循环量为800t/h,熔盐温升≤8℃;所述后段熔盐的温度为525℃,处理时间为300s,熔盐循环量为180t/h,熔盐温升≤5℃。

[0048] 所述辊道缓冷工序采用保温罩关闭,用辊道输送从第二段盐浴槽出来的盘条进入保温罩,同时将两段盐浴槽上方产生的热气作为热风输送入保温罩内,进行缓冷处理,缓冷促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,具体的:控制盘条以0.3℃/s的冷却速度缓冷,直至集卷;所述集卷工序用于通过集卷筒将盘条集卷为盘卷,集卷温度为320℃,包

装入库后获得冷镦钢盘条成品,其金相组织图如图1所示。

[0049] 对比例1:

[0050] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例1的区别在于,其制造方法按照控轧→低温吐丝→斯太尔摩保温缓冷→集卷的工艺流程制造,具体的:控制钢坯加热温度为1050℃,均热时间为3h,初轧温度为1030℃,终轧温度为910℃,吐丝温度为890℃,所述斯太尔摩保温缓冷采用关闭全部风机和保温罩,用辊道输送盘条,盘条在罩内以1.2℃/s的冷速完成相变,集卷下线后获得盘条成品。

[0051] 对比例2:

[0052] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例1的区别在于,其制造方法按照控轧→吐丝→斯太尔摩快冷→辊道缓冷→集卷的工艺流程制造,具体的:所述斯太尔摩快冷采用将1~7#风机按35%开启,使盘条按3.5℃/s的冷速冷却至680℃,所述辊道缓冷采用关闭全部风机和保温罩,使盘条在罩内以1.3℃/s的冷速完成相变,集卷下线后获得盘条成品。

[0053] 对比例3:

[0054] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例1的区别在于,其制造方法按照控轧→低温吐丝→斯太尔摩快冷→辊道缓冷的工艺流程制造,具体的:控制钢坯加热温度为1075℃,均热时间为3h,初轧温度为150℃,终轧温度为930℃,吐丝温度为910℃,所述斯太尔摩快冷采用将1~6#风机按80%开启,使盘条按7.4℃/s的冷速冷却至710℃,所述辊道缓冷采用关闭全部风机和保温罩,使盘条在罩内以0.9℃/s的冷速完成相变,下线后获得盘条成品。

[0055] 对上述实施例1和对比例1~3所得盘条进行组织与性能检测:拉伸测试采用《GB-T 228 .1-2021金属材料拉伸试验第1部分:室温试验方法》进行测试,获得抗拉强度和断面收缩率,按照GB/T13298标准的金属显微组织检测方法进行组织检测,获得的对比结果如下表1所示:

[0056] 表1.不同制造方法的盘条组织性能的对比结果

序号	抗拉强度/MPa	断面收缩率/%	显微组织	网状碳化物/级
实施例1	1130	51	回火珠光体+回火索氏体+铁素体+准球化碳化物	0
对比例1	1185	27	珠光体+铁素体	3
对比例2	1344	22	索氏体+铁素体	2.5
对比例3	1395	14	贝氏体+珠光体+铁素体	2

[0057] 由实施例1与对比例1的对比结果可见,基于高C含Ti、Mo化学成分设计,相较于低温吐丝和慢冷工艺下,不利于轧制阶段诱导Ti析出细化晶粒,虽然获得珠光体+铁素体软相组织,但经过二次渗碳体的析出温度区间时间更长,使得钢中的网状碳化物趋向连续与粗化,破坏了基体连续性,增加了材料脆性,对盘条塑性的改善有限,本发明结合在线盐浴等温控制技术,先用前段熔盐控制高温吐丝盘条以较大过冷度及较快冷速在索氏体相区进行等温转变,有效改善网状碳化物对盘条性能的恶化影响,提供基体强度和塑性,再用后段熔盐促进未转变的奥氏体组织向珠光体转变,索氏体、珠光体组织及碳化物向球化组织转变,软化基体组织,用缓冷促进盘条组织再进一步韧化和碳化物的进一步球化,可以有效发挥C、Ti的作用并提高成材率,调控热轧盘条组织性能。

[0059] 由实施例1与对比例2的对比结果可见,相较于提高吐丝后的风冷强度,对网碳级别的改善有限,获得的索氏体片层间距较大、含量较少,且盘条在持续缓冷相变过程中、孕

育索氏体组织后已处于低温状态,所得索氏体组织的位错密度较高,使得最终盘条塑性不足,本发明用回火态组织调控盘条组织应力和位错密度,可显著改善盘条塑性。

[0060] 由实施例1与对比例3的对比结果可见,相较于进一步提高吐丝后的风冷强度,出现贝氏体组织,贝氏体组织作为硬脆相增加了盘条脆断风险,容易在钢厂集卷、钢厂向下游运输盘卷、下游用户将盘卷开卷放线过程中断裂,造成原材料的浪费和成材率的下降,本发明不含有贝氏体及马氏体硬脆相组织,有利于降低拉拔断丝和冷敏开裂风险,提高成材率。

实施例2:

[0061] 本发明所述13.9级免退火热轧冷锻钢盘条的制造方法的一种较佳实施方式,所述冷锻钢盘条的化学成分及质量百分比包括:C:0.75%、Si:0.1%、Mn:0.3%、Ti:0.023%、Mo:0.3%、P:0.01%、S:0.012%,其余为Fe和不可避免杂质,其制造方法按照控轧→吐丝→在线盐浴等温控制→辊道缓冷→集卷的工艺流程制造,具体的:

[0062] 所述控轧用于将规格为220mm×220mm的钢坯,通过加热炉加热促进钢中合金元素的充分回溶和均匀化并避免烧损和脱碳风险,加热为达到可轧制塑性的高温钢坯后,再通过轧制线将从加热炉出来的钢坯,轧制为直径规格为16mm的线材,通过高温轧制诱导含Ti析出相大量弥散析出钉扎晶界,并最终起到细化晶粒的作用,具体的:控制钢坯加热温度为1110℃,均热时间为2.5h,初轧温度为1090℃,初轧压下量为40%,终轧温度为970℃,终轧压下量为29%。

[0063] 所述吐丝工序用于将出轧制线的线材,经过吐丝机制为盘条,盘条散布在辊道上沿辊道输送,通过适当的吐丝温度,避免盘条在吐丝阶段析出网状碳化物,延续晶粒细化效果,为形成较大过冷度和索氏体形核创造有利条件,具体的:控制吐丝温度为950℃。

[0064] 所述在线盐浴等温控制采用内设熔盐的两段盐浴槽,吐丝后的盘条经辊道输送穿过第一段盐浴槽即前段熔盐,快速降温至前段熔盐的熔盐温度,使盘条以45℃/s的冷速降温,控制高温吐丝盘条快速略过二次渗碳体的析出温度区间,以较大过冷度及较快冷速在索氏体相区进行等温相变,促进高温奥氏体部分转变为索氏体组织,提供基体强度和塑性,经过前段熔盐的盘条再穿过第二段盐浴槽即后段熔盐升温等温,使未转变的高温奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,软化基体组织,以保证盘条的强度和塑性匹配,具体的:所述前段熔盐的温度为475℃,处理时间为25s,熔盐循环量为700t/h,熔盐温升≤8℃;所述后段熔盐的温度为536℃,处理时间为500s,熔盐循环量为150t/h,熔盐温升≤5℃。

[0065] 所述辊道缓冷工序采用保温罩关闭,用辊道输送从第二段盐浴槽出来的盘条进入保温罩,同时将两段盐浴槽上方产生的热气作为热风输送入保温罩内,进行缓冷处理,缓冷促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,具体的:控制盘条以0.4℃/s的冷却速度缓冷,直至集卷;所述集卷工序用于通过集卷筒将盘条集卷为盘卷,集卷温度为335℃,包装入库后获得冷锻钢盘条成品,其金相组织图如图2所示。

[0066] 对比例4:

[0067] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例2的区别在于,具体的:控制钢坯加热温度为1070℃,均热时间为3h,初轧温度为1040℃,终轧温度为920℃,吐丝温度为900℃,吐丝后的盘条经过前段熔盐,控制盘条以40℃/s的冷速降温,集卷下线后获得盘条成品。

[0068] 对比例5:

[0069] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例2的区别在于,具体的:吐丝后的盘条经过前段熔盐,控制盘条以48°C/s的冷速降温,所述前段熔盐的温度为455°C,处理时间为45s,熔盐循环量为850t/h,集卷下线后获得盘条成品。

[0070] 对比例6:

[0071] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例2的区别在于,具体的:吐丝后的盘条经过前段熔盐,控制盘条以44°C/s的冷速降温,所述前段熔盐的温度为495°C,处理时间为15s,集卷下线后获得盘条成品。

实施例3:

[0072] 本发明所述13.9级免退火热轧冷锻钢盘条的制造方法的一种较佳实施方式,所述冷锻钢盘条的化学成分及质量百分比包括:C:0.77%、Si:0.15%、Mn:0.5%、Ti:0.01%、Mo:0.25%、P:0.013%、S:0.012%,其余为Fe和不可避免杂质,其制造方法按照控轧→吐丝→在线盐浴等温控制→辊道缓冷→集卷的工艺流程制造,具体的:

[0073] 所述控轧用于将规格为220mm×220mm的钢坯,通过加热炉加热促进钢中合金元素的充分回溶和均匀化并避免烧损和脱碳风险,加热为达到可轧制塑性的高温钢坯后,再通过轧制线将从加热炉出来的钢坯,轧制为直径规格为22mm的线材,通过高温轧制诱导含Ti析出相大量弥散析出钉扎晶界,并最终起到细化晶粒的作用,具体的:控制钢坯加热温度为1085°C,均热时间为3h,初轧温度为1055°C,初轧压下量为30%,终轧温度为940°C,终轧压下量为20%。

[0074] 所述吐丝工序用于将出轧制线的线材,经过吐丝机制为盘条,盘条散布在辊道上沿辊道输送,通过适当的吐丝温度,避免盘条在吐丝阶段析出网状碳化物,延续晶粒细化效果,为形成较大过冷度和索氏体形核创造有利条件,具体的:控制吐丝温度为930°C。

[0075] 所述在线盐浴等温控制采用内设熔盐的两段盐浴槽,吐丝后的盘条经辊道输送穿过第一段盐浴槽即前段熔盐,快速降温至前段熔盐的熔盐温度,使盘条以43°C/s的冷速降温,控制高温吐丝盘条快速略过二次渗碳体的析出温度区间,以较大过冷度及较快冷速在索氏体相区进行等温相变,促进高温奥氏体部分转变为索氏体组织,提供基体强度和塑性,经过前段熔盐的盘条再穿过第二段盐浴槽即后段熔盐升温等温,使未转变的高温奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,软化基体组织,以保证盘条的强度和塑性匹配,具体的:所述前段熔盐的温度为490°C,处理时间为20s,熔盐循环量为600t/h,熔盐温升≤8°C;所述后段熔盐的温度为570°C,处理时间为400s,熔盐循环量为250t/h,熔盐温升≤5°C。

[0076] 所述辊道缓冷工序采用保温罩关闭,用辊道输送从第二段盐浴槽出来的盘条进入保温罩,进行缓冷处理,缓冷促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,具体的:控制盘条以0.8°C/s的冷却速度缓冷,直至集卷;所述集卷工序用于通过集卷筒将盘条集卷为盘卷,集卷温度为340°C,包装入库后获得冷锻钢盘条成品,其金相组织图如图3所示。

[0077] 对比例7:

[0078] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例3的区别在于,具体的:所述后段熔盐的温度为585°C,处理时间为610s,集卷下线后获得盘条成品。

[0079] 对比例8:

[0080] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例3的区别在于,具体的:处理时间为

700s,集卷下线后获得盘条成品。

[0081] 对比例9:

[0082] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例3的区别在于,具体的:所述后段熔盐的温度为520°C,处理时间为250s,集卷下线后获得盘条成品。

实施例4:

[0083] 本发明所述13.9级免退火热轧冷锻钢盘条的制造方法的一种较佳实施方式,所述冷锻钢盘条的化学成分及质量百分比包括:C:0.73%、Si:0.22%、Mn:0.38%、Ti:0.03%、Mo:0.1%、P:0.015%、S:0.015%,其余为Fe和不可避免杂质,其制造方法按照控轧→吐丝→在线盐浴等温控制→辊道缓冷→集卷的工艺流程制造,具体的:

[0084] 所述控轧用于将规格为220mm×220mm的钢坯,通过加热炉加热促进钢中合金元素的充分回溶和均匀化并避免烧损和脱碳风险,加热为达到可轧制塑性的高温钢坯后,再通过轧制线将从加热炉出来的钢坯,轧制为直径规格为14mm的线材,通过高温轧制诱导含Ti析出相大量弥散析出钉扎晶界,并最终起到细化晶粒的作用,具体的:控制钢坯加热温度为1120°C,均热时间为2h,初轧温度为1100°C,初轧压下量为45%,终轧温度为980°C,终轧压下量为33%。

[0085] 所述吐丝工序用于将出轧制线的线材,经过吐丝机制为盘条,盘条散布在辊道上沿辊道输送,通过适当的吐丝温度,避免盘条在吐丝阶段析出网状碳化物,延续晶粒细化效果,为形成较大过冷度和索氏体形核创造有利条件,具体的:控制吐丝温度为960°C。

[0086] 所述在线盐浴等温控制采用内设熔盐的两段盐浴槽,吐丝后的盘条经辊道输送穿过第一段盐浴槽即前段熔盐,快速降温至前段熔盐的熔盐温度,使盘条以46°C/s的冷速降温,控制高温吐丝盘条快速略过二次渗碳体的析出温度区间,以较大过冷度及较快冷速在索氏体相区进行等温相变,促进高温奥氏体部分转变为索氏体组织,提供基体强度和塑性,经过前段熔盐的盘条再穿过第二段盐浴槽即后段熔盐升温等温,使未转变的高温奥氏体转变为珠光体组织,同时促进索氏体组织、珠光体组织和碳化物向球化组织转变,软化基体组织,以保证盘条的强度和塑性匹配,具体的:所述前段熔盐的温度为482°C,处理时间为30s,熔盐循环量为760t/h,熔盐温升≤8°C;所述后段熔盐的温度为552°C,处理时间为600s,熔盐循环量为200t/h,熔盐温升≤5°C。

[0087] 所述辊道缓冷工序采用保温罩关闭,用辊道输送从第二段盐浴槽出来的盘条进入保温罩,进行缓冷处理,缓冷促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,具体的:控制盘条以0.6°C/s的冷却速度缓冷,直至集卷;所述集卷工序用于通过集卷筒将盘条集卷为盘卷,集卷温度为315°C,包装入库后获得冷锻钢盘条成品。

[0088] 对比例10:

[0089] 一种盘条的制造方法,其制造方法与实施例4的区别在于,其制造方法按照控轧→吐丝→在线盐浴等温控制→空冷→集卷的工艺流程制造,具体的:所述空冷工序采用保温罩开启,用辊道输送从第二段盐浴槽出来的盘条,控制盘条以1.8°C/s的冷却速度,集卷下线后获得盘条成品。

[0090] 对上述实施例2~4和对比例4~10所得盘条进行组织与性能检测:拉伸测试采用《GB-T 228 .1-2021金属材料拉伸试验第1部分:室温试验方法》进行测试,获得抗拉强度和断面收缩率,按照GB/T13298标准的金属显微组织检测方法进行组织检测,获得的对比结果



如下表2所示:

[0091] 表2.不同冷镦钢盘条成分与制造方法的盘条组织性能的对比结果

序号	抗拉强度 /MPa	断面收缩率/%	显微组织						网状碳化物/级
			回火珠光体/%	回火珠光体片层间距/nm	回火索氏体/%	回火索氏体片层间距/nm	铁素体/%	准球化碳化物/%	
实施例 1	1130	51	46	155	49	80	2	3	0
实施例 2	1122	53	49	165	44	87	3	4	0
对比例 4	1024	44	55	168	39	125	3	3	0.5
[0092] 对比例 5	1145	47	45	160	50	75	3	2	0
对比例 6	1004	46	60	162	35	113	3	2	0.5
实施例 3	1080	56	52	180	40	115	5	3	0
对比例 7	1046	57	46	195	40	120	7	7	0
对比例 8	1019	41	44	182	39	122	5	12	0
对比例 9	1215	43	58	152	41	110	1	0	0
实施例 4	1095	54	50	171	42	94	3	5	0
对比例 10	1111	49	53	175	42	92	3	2	0

[0093] 由实施例1~4的结果可见,本发明可达抗拉强度 $R_m$ 为1080~1130MPa,断面收缩率 $Z$ 为51~56%,用于制造13.9级免退火高强度紧固件螺栓等应用领域,实现超高强度紧固件螺栓高效绿色制造,具有良好的市场应用前景。

[0094] 由实施例2与对比例4的对比结果可见,采用低温吐丝后引起轧制温度过低而导致Ti难以析出持续细化晶粒,同时对形成较大过冷度控制索氏体形成不利;由实施例2与对比例5的对比结果可见,前段熔盐的温度越低、处理时间越长、冷速越高,则盘条转变为索氏体的量越多,索氏体片层间距越细,所得显微组织中回火索氏体占比越多,盘条强度上升、塑性下降,但处理时间过长,影响组织中的回火珠光体含量,对盘条塑性不利;由实施例2与对比例6的对比结果可见,前段熔盐的温度过高、处理时间过短对奥氏体组织向索氏体组织转变不利,将引起盘条强度的过度损失,索氏体片层间距过大也会增加球化难度甚至网状碳化物析出风险。

[0095] 由实施例3与对比例7的对比结果可见,后段熔盐的温度越高、处理时间越长,则未转变的高温奥氏体转变的珠光体片层间距越大,铁素体含量增多,更利于索氏体、珠光体组织及碳化物向球化组织转变,使得韧化和球化效果越明显;由实施例3与对比例8的对比结果可见,处理时间过长,有Ti的析出物粗化和准球化碳化物聚集团聚长大的风险,将导致强塑性能的明显损失;由实施例3与对比例9的对比结果可见,后段熔盐的温度越低、处理时间越短,不利于碳化物向球化组织转变,韧化和球化软化效果越弱,盘条强度上升、塑性下降。

[0096] 由实施例4与对比例10的对比结果可见,在辊道缓冷作用下,利用盘条穿出后段熔盐后的高温余热,在持续缓冷下可以促进盘条组织的进一步韧化和碳化物的进一步球化,提高盘条软化效果。

[0097] 上文所列出的一系列的详细说明仅仅是针对本发明的可行性实施例的具体说明,它们并非用以限制本发明的保护范围,凡未脱离本发明技艺精神所作的等效实施例或变更均应包含在本发明的保护范围之内。

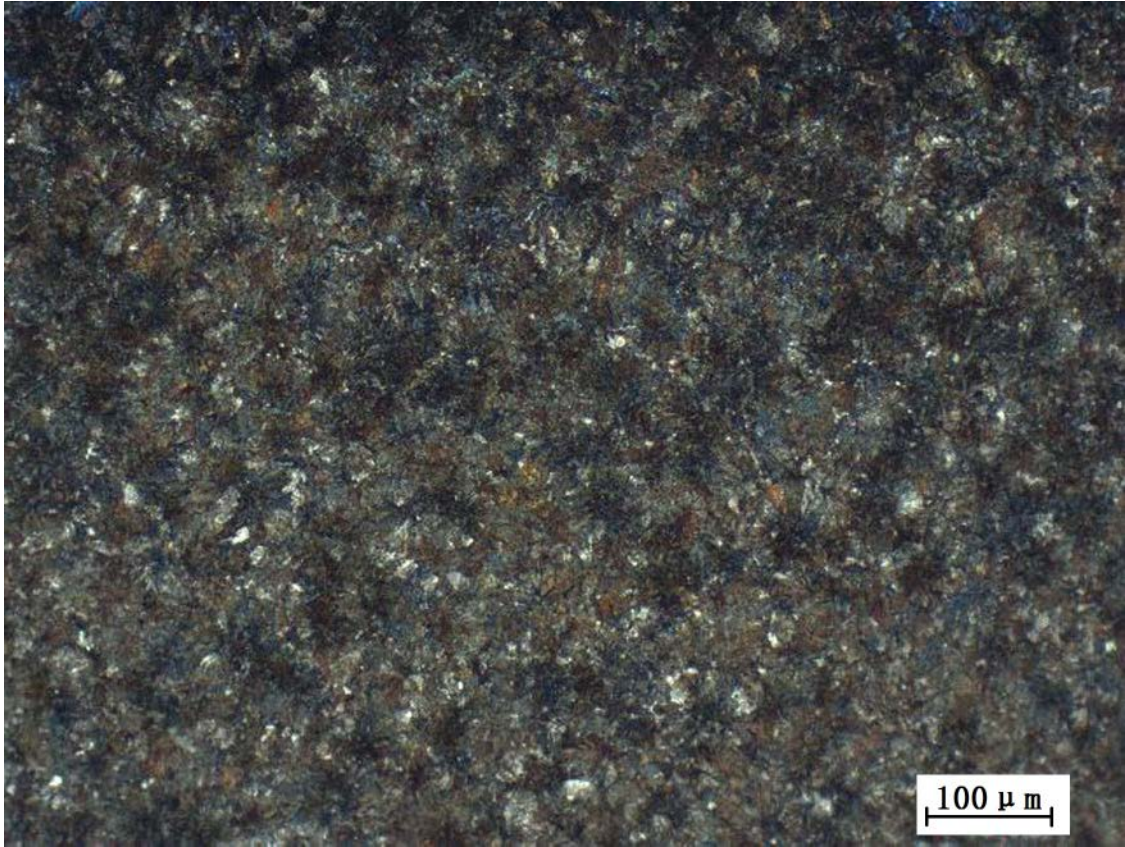


图 1



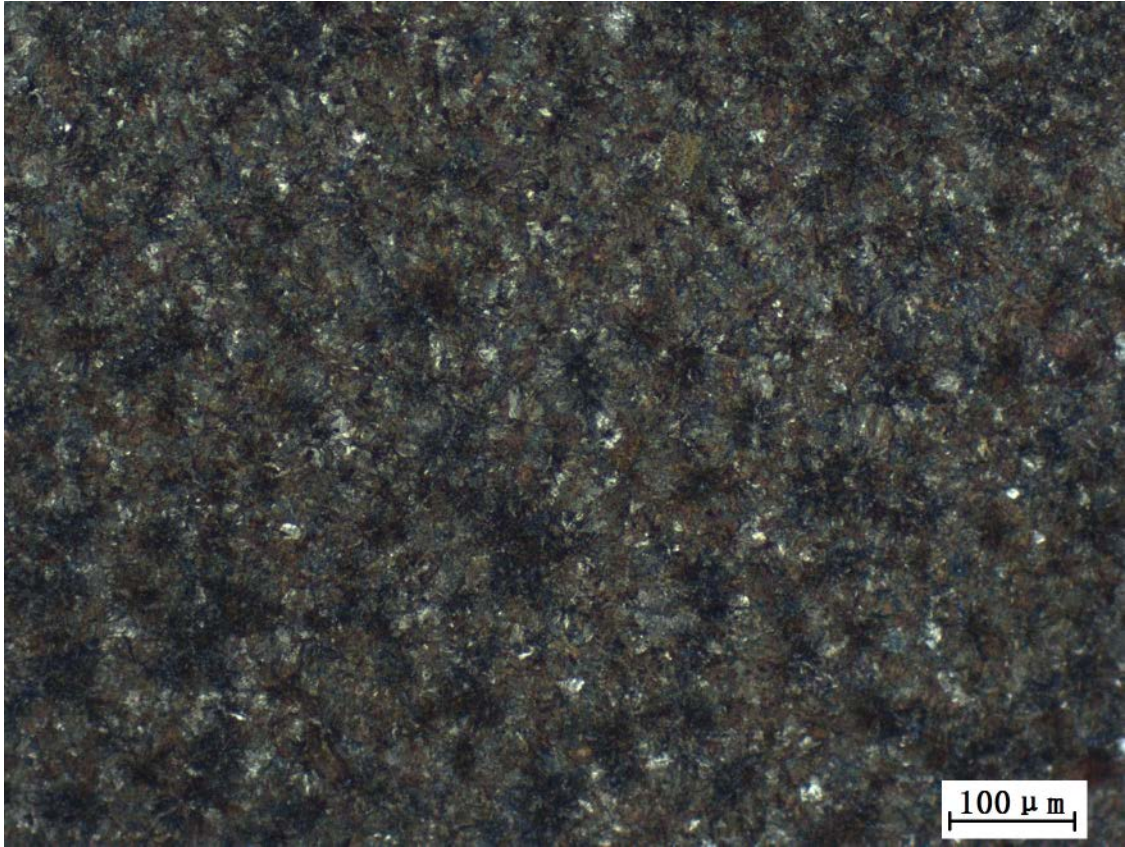


图 2

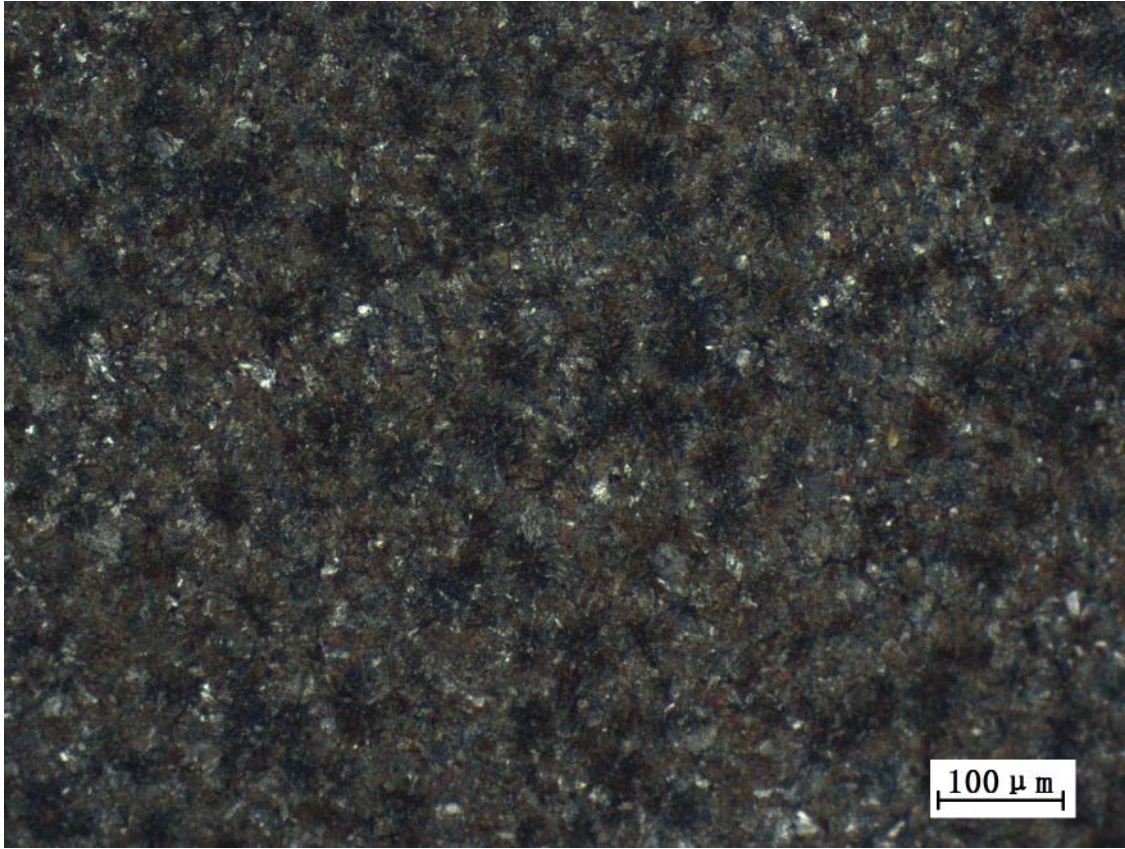


图 3