



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 108779528 B

(45) 授权公告日 2021.04.16

(21) 申请号 201780014209.5

C23C 2/02 (2006.01)

(22) 申请日 2017.02.28

C23C 2/28 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

C22C 38/02 (2006.01)

申请公布号 CN 108779528 A

C22C 38/04 (2006.01)

(43) 申请公布日 2018.11.09

C22C 38/06 (2006.01)

(30) 优先权数据

C22C 38/14 (2006.01)

16157977.6 2016.03.01 EP

C23C 30/00 (2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

C23C 2/40 (2006.01)

2018.08.30

C22C 38/20 (2006.01)

(86) PCT国际申请的申请数据

C22C 38/24 (2006.01)

PCT/EP2017/054564 2017.02.28

C22C 38/26 (2006.01)

(87) PCT国际申请的公布数据

C22C 38/28 (2006.01)

W02017/148892 EN 2017.09.08

C22C 38/38 (2006.01)

(73) 专利权人 塔塔钢铁荷兰科技有限责任公司

C22C 38/40 (2006.01)

地址 荷兰费尔森-诺德

C22C 38/42 (2006.01)

(72) 发明人 陈尚平 A·哈尔达

C22C 38/44 (2006.01)

A·希德-阿克巴里 R·莫斯特特

C22C 38/46 (2006.01)

(74) 专利代理机构 中国贸促会专利商标事务所

C22C 38/48 (2006.01)

有限公司 11038

C22C 38/50 (2006.01)

代理人 谭冀

C22C 38/52 (2006.01)

(51) Int.Cl.

(56) 对比文件

C22C 38/00 (2006.01)

JP 2006176843 A, 2006.07.06

C21D 8/02 (2006.01)

KR 20150075501 A, 2015.07.06

(54) 发明名称

CN 103370434 A, 2013.10.23

具有高延展性的奥氏体低密度高强度钢带材或片材、制备所述钢的方法及其用途

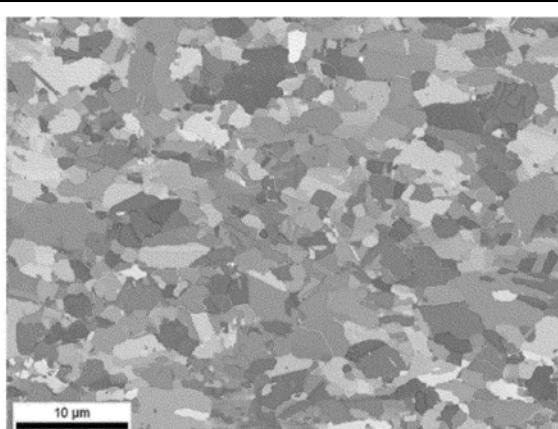
CN 105339519 A, 2016.02.17

(57) 摘要

审查员 龚道良

本发明涉及具有高延展性的奥氏体低密度高强度钢带材或片材，涉及制备所述钢带材或片材的方法，并涉及其用途。

权利要求书2页 说明书12页 附图4页



1. 具有高延展性的奥氏体低密度高强度钢带材或片材,以重量%计由以下组成:

- 0.65-0.9%的C;
- 0<Si≤0.15%;
- 5.0-20.0%的Mn;
- 5.5-11.0%的Al;
- 0.001-0.05%的N;
- 0.02%或更少的P;
- 0.02%或更少的S;
- 0<Cu≤0.34%;
- 0<Cr≤0.14%;

任选地一种或多种:

- 0.001-0.01%的Ca;
- 0.01-0.2%的Ti;
- 0-1.0%的Mo;
- 0-0.5%的V;
- 0-0.2%的Nb;
- 0-0.2%的Zr;
- 0-0.0050%的B;
- 0-0.2%的Sb;

余量为Fe和不可避免的杂质,具有包含以下的显微组织:70面积%至100面积%的奥氏体、30面积%至0面积%的铁素体和0面积%至5面积%的<sub>K</sub>-(Fe,Mn)<sub>3</sub>AlC-碳化物相,该带材或片材具有至少0.60的屈服比YS/UTS和>40的Mn/Si比,该钢带材或片材具有小于7.3g/cm<sup>3</sup>的密度、至少750MPa的拉伸强度和在50mm规格长度下至少25%的延伸率。

2. 根据权利要求1的低密度高强度钢带材或片材,其中钼含量为至多0.04%。

3. 根据权利要求1或2的低密度高强度钢带材或片材,其中其他碳化物的量以面积计小于1%。

4. 根据权利要求1或2的低密度高强度钢带材或片材,其中M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>的量以面积计小于1%。

5. 根据权利要求1或2的低密度高强度钢带材或片材,其中M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>-碳化物的尺寸在直径上小于1μm。

6. 根据权利要求1或2的低密度高强度钢带材或片材,其中Mn/Si>50。

7. 用于制备以重量%计由以下组成的根据权利要求1的具有高延展性的奥氏体低密度高强度钢带材或片材的方法:

- 0.65-0.9%的C;
- 0<Si≤0.15%;
- 5.0-20.0%的Mn;
- 5.5-11.0%的Al;
- 0.001-0.05%的N;
- 0.02%或更少的P;
- 0.02%或更少的S;

- $0 < \text{Cu} \leq 0.34\%$ ;

- $0 < \text{Cr} \leq 0.14\%$ ;

任选地一种或多种：

- 0.001-0.01%的Ca;

- 0.01-0.2%的Ti;

- 0-1.0%的Mo;

- 0-0.5%的V;

- 0-0.2%的Nb;

- 0-0.2%的Zr;

- 0-0.0050%的B;

- 0-0.2%的Sb;

- 具有 $>40$ 的Mn/Si比;

- 余量为铁和不可避免的杂质;

该方法包括：

-通过连续铸造、铸锭铸造或带材铸造制备厚或薄板坯；

-加热板坯的温度至1050和1250°C之间；

-在大于1050°C的热轧起始温度下第一热轧至高于50%的总压下量

-第二热轧至最终热轧厚度,其中最终热轧温度高于850°C；

然后

(1) 以大于1°C/s的冷却速率冷却至低于200°C的温度,然后卷取带材,或

(2) 以大于15°C/s的冷却速率冷却至450至700°C范围内的温度,然后卷取带材,并在800和1100°C之间温度下退火该带材,然后以大于1°C/s的冷却速率冷却至低于200°C的温度。

8. 根据权利要求7的方法,其中Mn/Si>50。

9. 根据权利要求7或8的方法,其中Mo含量为至多0.04%。

10. 根据权利要求7或8的方法,其中在热轧钢带材的卷取之后,该方法还包括：

-以30%至80%的总冷轧压下率冷轧所卷取的钢带材；

-以1°C/s至50°C/s的速率加热冷轧钢带材至650至1100°C范围内的退火温度之后持续5秒至5小时；

-以1°C/s至100°C/s的速率冷却退火的钢带材。

11. 根据权利要求7或8的方法,还包括在一侧上或每侧上给钢片材镀覆选自以下的金属性涂层:Zn、Zn-Fe、Zn-Al、Zn-Mg、Zn-Al-Mg、Al-Si和Al-Mg-Si,其中一个或多个涂覆层的厚度在10μm和200μm之间。

12. 根据权利要求1至6任一项的钢带材或片材的用途,用于制备汽车零件。

13. 根据权利要求1至6任一项的钢带材或片材的用途,用于制备高强度汽车零件。

## 具有高延展性的奥氏体低密度高强度钢带材或片材、制备所述钢的方法及其用途

[0001] 本发明涉及具有高延展性的奥氏体低密度高强度钢带材或片材,涉及制备所述钢带材或片材的方法并涉及其用途。

[0002] 近来,对于高强度汽车零件的需求显著提高,以允许减少汽车重量从而实现低排放和良好的汽油里程以及改进汽车的冲击安全性。为此,已开发出高延展性高强度钢片材。然而,通过使用上述高延展性高强度钢片材,对于降低汽车重量存在限制。因此,有必要使用轻质材料,例如具有低比重的钢片材从而额外降低汽车的重量。这样的钢片材具有低比重,具有非常高的强度和延展性值,但是与竞争材料相比相对便宜,并因此被认为是能够满足市场需求的替代品。为了实现重量减少,与钢材料相比,可考虑具有低密度的铝合金。然而,铝合金的延展性、可加工性和可焊性通常不如钢的延展性、可加工性和可焊性。先进高强度钢(AHSS)例如双相(DP)钢和转变诱发塑性(TRIP)钢是目前典型用于汽车的高延展性高强度钢。添加Si、Mn、P、Al和B以形成包含贝氏体和至多10%残余奥氏体的组织,由此将拉伸强度提高至500-700MPa。然而,由于贝氏体组织和残余奥氏体组织之间的变形能力的差异,可成形性降低,并因此这种材料被有限地用于不需要高可成形性的汽车零件中。通过在铁素体中包含马氏体或残余奥氏体,在这样的钢中获得强度和延展性。这样的钢经受通过位错滑移机制的变形,并且由于不同类型的显微组织之间的界面而被限制在高强度下具有良好的延展性。包括15%或更多Mn的孪生诱发塑性(TWIP)钢也被提出作为用于汽车零件的高延展性高强度钢。TWIP钢具有单相奥氏体显微组织和高度改进的强度-延展性特性,但具有在40%至60%屈服比下的低屈服强度,并因此难以以为汽车结构零件提供足够的刚性。TWIP钢也具有加工后由氢吸收引起的延迟断裂的问题。而且,与AHSS相比,含有高Mn的钢的密度没有显著减小。近来,由于添加轻元素例如铝,已经开发出具有低比重的高强度高延展性钢片材。在EP0889144中公开了典型的实例,其中通过向低碳钢添加8%或更少的Al和10%至30%的Mn来形成奥氏体钢片材。因为所公开的钢片材具有非常低的碳含量(仅作为夹入元素存在),所以添加大量的Mn来稳定钢中的奥氏体。然而,当所公开的片材变形时,奥氏体可容易地转变成马氏体,由此降低延展性。JP2006-176843公开了一种延展性优异的高强度低密度钢片材,其具有包含90%或更多的奥氏体、5%或更少的铁素体和1%或更少的 $(Fe, Mn)_3AlC$ 相的组织,具有小于6.8的比重、700MPa或更高的拉伸强度和50%或更多的延伸率。

[0003] 本发明的目的是提供包括适当浓度的合金化元素(例如Mn、Si和Al)具有至少0.60的屈服比(YS/UTS)的奥氏体轻质高强度钢片材。

[0004] 本发明的目的还是提供用于制备包括适当浓度的合金化元素(例如Mn、Si和Al)具有至少0.60的屈服比(YS/UTS)的奥氏体轻质高强度钢片材的方法。

[0005] 通过提供具有高延展性的奥氏体低密度高强度钢带材或片材达到本发明的目的,该钢带材或片材包含(以重量%计):

[0006] ● 0.65-1.2%的C;

[0007] ● 0-0.5%的Si;

- [0008] ● 5.0-20.0%的Mn;
- [0009] ● 5.5-11.0%的Al;
- [0010] ● 0.001-0.05%的N;
- [0011] ● 0.02%或更少的P;
- [0012] ● 0.02%或更少的S;
- [0013] 任选地一种或多种:
- [0014] ● 0.001-0.01%的Ca;
- [0015] ● 0.01-0.2%的Ti;
- [0016] ● 0-5.0%的Cr;
- [0017] ● 0-10.0%的Ni;
- [0018] ● 0-2.0%的Cu;
- [0019] ● 0-1.0%的Mo;
- [0020] ● 0-0.5%的V;
- [0021] ● 0-0.2%的Nb;
- [0022] ● 0-0.2%的Zr;
- [0023] ● 0-0.0050%的B;
- [0024] ● 0-0.2%的Sb;
- [0025] 余量为Fe和不可避免的杂质,具有以面积%计包含以下的显微组织:70%至100%的奥氏体、30%至0%的铁素体、和0至5面积%的K- $(Fe,Mn)_3AlC$ -碳化物相;具有至少0.60的屈服比(YS/UTS)和>40的Mn/Si比。通过按照权利要求10的制备所述钢的方法还达到了目的。
- [0026] 通过添加所需量的Al和Mn实现了减小的密度。通过产生奥氏体基显微组织实现高强度和高延展性。通过添加大量Mn和C获得奥氏体基显微组织。通过由控制Mn、C和Al之间的比率调节奥氏体基体的SFE(堆垛层错能)激活TRIP和/或TWIP效应来产生高延展性。可通过冷轧和回复处理获得纳米结构的孪晶诱发塑性(TWIP)钢。可通过合适的退火工艺引入受控制的K- $(Fe,Mn)_3AlC$ -碳化物量来产生析出硬化和/或可通过施用低温深度冷却处理引入受控制的马氏体量来提高强度。
- [0027] 现将描述合金化元素的效应和所选范围的合理性。
- [0028] 铝(Al)在根据本发明的钢中与C和Mn一起是重要的元素。添加Al的主要目的是降低钢的密度至目标水平。添加1重量%的Al带来密度减小约1.2%。而且,Al在钢中溶解度大并且Al的原子半径非常不同于Fe的原子半径,所以Al通过固溶硬化提高钢的屈服强度。Al是对提高钢堆垛层错能以及改变孪晶内部组织最有影响的元素。可调节Al的含量来改变SFE值至在低-SFE状态、中-SFE状态和高-SFE状态下激活不同变形机制所需的水平。Al可形成K-碳化物 $(Fe,Mn)_3Al$ 来产生析出硬化效应。即,Al是控制本发明钢片材的强度和加工硬化行为的重要元素。考虑到比重的降低,优选添加大量的Al,然而添加过量的Al提高金属间化合物(例如 $(Fe,Mn)_3AlC$ )的量从而显著地降低钢的延展性。因此,Al的浓度必须在5%至11%范围内。铝适当的最小值为5.5%。适当的最大值为9.9%。
- [0029] 碳(C)被利用来稳定奥氏体、提高堆垛层错能和诱发动态应变时效。当C的浓度提高时,即使屈服比可能略微降低,也可提高延展性。如果C的浓度非常高并超过奥氏体中碳

的溶解度极限，则 $(Fe, Mn)_3AlC$ -碳化物过量析出，由此使延伸率和可成形性劣化。此外，如果它的含量大于1.5重量%，堆垛层错能变得过高，结果是没有孪晶能够形成。因此C的浓度必须在0.5%至1.2%范围内以稳定奥氏体，通过形成纳米尺寸的 $(Fe, Mn)_3AlC$ 析出物保证拉伸强度以及改进延展性。碳适当的最小值为0.65%。适当的最大值为0.9%。

[0030] 锰(Mn)与C一起是对于热稳定奥氏体并提高堆垛层错能而言必要的元素。另外，Mn提高钢的晶格常数从而降低钢的密度。因为添加大量的Al至本发明的钢以降低密度和提高钢的屈服比，所以可过度地提高钢的堆垛层错能。因此，Mn的浓度必须在5%和25%之间以便确保奥氏体的热稳定性和调节堆垛层错能。

[0031] 硅(Si)是被添加以脱氧的元素。与Al相似，Si降低钢的比重并提高钢的强度和堆垛层错能，但是降低钢的动态应变时效并使可焊性劣化。如果它的含量大于0.5%，则脱氧效果饱和，并且此外可在钢上不均匀地形成相对厚的高温氧化物层从而降低钢的延展性和涂覆性。钢中的Mn/Si比必须大于40以确保良好的可涂覆性。允许的最大硅含量是0.5%。硅适当的最小值为0.01%。适当的最大值为0.3，优选0.2，更优选至多0.15%和甚至更优选至多0.09%。

[0032] 在板坯凝固过程中，磷(P)沿柱状晶界或等轴晶界偏析从而使板坯在高温下和室温下为脆性并可在板坯中引起裂纹。另外，在加工之后，P提高钢的延展性-脆性转变温度，并使钢对氢脆敏感。因此，P的浓度应为0.02%或更小。

[0033] 硫(S)像P那样引起高温脆性并形成夹杂物例如MnS，由此当钢片材被热轧或冷轧时引起开裂。因此S的浓度应控制在尽可能低的值，并应为0.015%或更少。

[0034] 在高温下，钛(Ti)与氮(N)结合形成TiN从而抑制钢中生成AlN，并且在中等范围温度下，Ti形成TiC从而提高钢的屈服强度。然而，如果添加大量的Ti，由于过多TiN结晶，可堵塞连铸喷嘴或可发生夹杂物缺陷。因此，如果添加，则Ti的浓度必须在0.01%至0.2%范围内。

[0035] 相对大量的氮(N)溶解在奥氏体钢中来稳定奥氏体组织。在凝固阶段、在热轧阶段过程中、和在冷轧之后退火阶段过程中氮与Al反应析出氮化铝，并因此在钢片材的冲压成型过程中在产生孪晶中起关键作用，由此改进可成形性和强度。然而，因为在根据本发明的钢中添加大量的Al，存在在熔融钢中形成AlN和堵住连铸喷嘴或引起夹杂物缺陷的危险，并且大量的AlN可促进铸造板坯中的裂纹形成。AlN的析出还可降低钢的延展性。因此，N的浓度必须为0.02%或更少。氮适当的最小值为0.002% (20ppm)。适当的最大值为0.012% (120ppm)。优选氮含量为至多0.009% (90ppm)。

[0036] 钙(Ca)经常被添加至钢来去除S。Ca形成粗大的硫化物例如CaS从而改进钢的热轧性质。然而，如果添加大量的Ca，则钢中Ca的浓度可变得过多从而减小钢的韧性。因此，如果添加，Ca的浓度必须在0.001%至0.01%范围内。

[0037] 铬(Cr)具有减小堆垛层错能的功能，可被添加至高Al钢中来调节堆垛层错能。Cr还是铁素体形成元素。另外，因为Cr改进钢的耐腐蚀性，所以当钢腐蚀时Cr抑制氢吸收。然而，如果Cr的浓度过量，可形成Cr-碳化物从而减小钢的延展性。因此，Cr的浓度必须在0至3.0%范围内。适当的最大值为0.14%。优选铬含量为至多0.09%。

[0038] 与Mn相似，镍(Ni)是适合于本发明目的的元素，因为Ni稳定奥氏体并提高堆垛层错能。然而，因为Ni相对昂贵，在本发明中使用C和Mn代替Ni。另外，因为添加至钢的Ni集中

于钢的表面从而改进钢的耐腐蚀性和耐氧化性, Ni减小热轧工艺过程中的氧化皮(scale)或氧化皮缺陷, 改进镀覆附着, 并抑制腐蚀过程中的氢吸收。因此, Ni的浓度必须在0至10.0%范围内。如果作为合金化元素添加, 镍适当的最小值为0.05%。适当的最大值为6.0%。如果不作为合金化元素添加, 则镍含量至多以杂质水平存在。

[0039] 与Ni相似, 铜(Cu)稳定奥氏体并提高堆垛层错能。与Ni相比, Cu便宜。因此, Cu适合于本发明的目的。然而, 如果Cu的浓度过高, 在高温下Cu在晶界上以液体存在从而引起界面脆性和轧制钢片材上的锯齿缺陷。因此, Cu的浓度必须在0至2.0%范围内。如果作为合金化元素添加, 铜适当的最小值为0.05%。适当的最大值为0.5%。优选铜含量为至多0.4%, 更优选至多0.34%。

[0040] 与Cr相似, 钼(Mo)是铁素体形成元素。另外, Mo影响奥氏体的热稳定性并形成微碳化物从而提高钢的强度。然而, Mo昂贵, 并且高Mo浓度降低钢的延展性。因此, Mo的浓度必须在0至0.5%范围内。适当的最大值为0.14%。优选钼含量为至多0.09%, 更优选至多0.04%。如果不作为合金化元素添加, 则钼含量至多以杂质水平存在。

[0041] 钒(V)是通过在钢中形成碳氮化物而有效提高钢强度的元素。然而, 在凝固过程中, V在晶界上析出从而在板坯中引起裂纹, 并在热轧工艺过程中, V显著地延迟固溶强化和再结晶从而提高轧制负载。因此, V的浓度必须在0至0.5%范围内。适当的最大值为0.14%。优选钒含量为至多0.09%, 更优选至多0.04%。

[0042] 与V相似, 铌(Nb)是形成碳氮化物并延迟再结晶的非常有效的元素, 可将Nb添加至钢从而提高钢的强度。由于这些效果, Nb的浓度必须在0至0.2%范围内。适当的最大值为0.14%。优选铌含量为至多0.09%, 更优选至多0.04%。

[0043] 与Ti相似, 锆(Zr)有效地预先从钢去除N来抑制形成AlN。然而, Zr相对昂贵。因此, Zr的浓度必须在0至0.2%范围内。适当的最大值为0.14%。优选锆含量为至多0.09%, 更优选至多0.04%。

[0044] 在钢中硼(B)比P更易在晶界上偏析, 并因此可减少与P偏析有关的问题。然而, 如果钢中B的浓度过量, 钢表面上的氧化硼降低在热浸涂过程中的可润湿性和/或形成碳化硼从而减小钢的延展性。因此, B的浓度必须在0至0.0050%范围内, 优选在0至0.0030%范围内。

[0045] 锗(Sb)可为本发明中另一个特性元素。因为Sb在晶界上偏析从而减小晶界能并抑制 $(Fe, Mn)_3AlC$ 的产生和C或Al沿着晶界的扩散, 所以Sb可减小由氧化引起的钢中表面成分的去除并因此稳定钢表面组织。然而, 如果钢中Sb的浓度过量, 则钢的延展性降低。因此, Sb的浓度在0至0.2%范围内。注意到任何任选元素的值也可为零。

[0046] 在本发明的实施方案中,  $K-(Fe, Mn)_3AlC$ -碳化物晶间析出物的量以面积计小于5%。在实施方案中,  $K-(Fe, Mn)_3AlC$ -碳化物的尺寸为至多100nm。

[0047] 在本发明的实施方案中, 其他碳化物(例如 $M_7C_3$ )的量以面积计小于1%。通过在光学显微镜下以200倍至1000倍放大倍率测量带材1/4厚度位置处的相成分来获得奥氏体、铁素体、K-碳化物和 $M_7C_3$ 的面积百分数。

[0048] 在本发明的实施方案中, 钢具有小于7.3g/cm<sup>3</sup>的密度。

[0049] 在本发明的实施方案中, 钢具有至少750MPa, 优选至少800MPa的拉伸强度。

[0050] 在本发明的实施方案中, 钢具有至少25%的延伸率(50mm的规格长度)。

[0051] 在本发明的实施方案中,低密度高强度钢具有至少50的(Mn/Si)比。在本发明的实施方案中,Mn/Si比为至少100,优选至少150。适当的最大值为750,优选500。

[0052] 可使用冷轧来产生加强的纳米孪晶和/或位错,使得显微组织极大地被细化。采用退火以通过析出K-碳化物产生时效硬化效应或通过回复和/或再结晶改进延展性。

[0053] 对轧制产品(如Fe-10Mn-6Al-0.8C(合金25)和Fe-10Mn-6Al-0.7C(合金26)的情况)低温处理(cryogenic treatment)可提升在环境温度下这些钢的强度,这由它们在较低温度下部分转变为马氏体所致。在较低温度下变形诱发马氏体转变的激活提供了较强的应变硬化行为,预期这提高强度而不使可成形性劣化。

[0054] 因此本发明利用奥氏体基显微组织的特性。通过调节主要元素Al、Mn和C的相对组成,可使用一个或多个以下机制来实现高强度和高延展性:

[0055] 1)在有或没有K-碳化物析出的情况下具有细晶粒尺寸的完全再结晶的奥氏体显微组织;

[0056] 2)在有或没有K-碳化物析出的情况下回复的奥氏体显微组织;

[0057] 3)引入铁素体(小于30面积%)来产生有序或金属间相析出;

[0058] 4)引入 $\epsilon$ (hcp)或 $\alpha'$ 马氏体(小于50面积%)来提高强度。

[0059] 优选 $\alpha'$ 马氏体的量小于40面积%。

[0060] 用于制备(以重量%计)包含以下的具有高延展性,具有高延展性的奥氏体轻质高强度钢带材或片材的方法:

[0061] ●0.65-1.2%的C;

[0062] ●0-0.5%的Si;

[0063] ●5.0-20.0%的Mn;

[0064] ●5.5-11.0%的Al;

[0065] ●0.001-0.05%的N;

[0066] ●0.02%或更少的P;

[0067] ●0.02%或更少的S;

[0068] 任选地一种或多种:

[0069] ●0.001-0.01%的Ca;

[0070] ●0.01-0.2%的Ti;

[0071] ●0-5.0%的Cr;

[0072] ●0-10.0%的Ni;

[0073] ●0-2.0%的Cu;

[0074] ●0-1.0%的Mo;

[0075] ●0-0.5%的V;

[0076] ●0-0.2%的Nb;

[0077] ●0-0.2%的Zr;

[0078] ●0-0.0050%的B;

[0079] ●0-0.2%的Sb;

[0080] 余量为Fe和不可避免的杂质,具有>40的Mn/Si比;

[0081] 该方法包括:

- [0082] -通过连续铸造、铸锭铸造或带材铸造制备厚或薄板坯；
- [0083] - (再) 加热或均质化板坯、铸锭或带材的温度至1050和1250°C之间；
- [0084] -在大于1050°C的热轧起始温度和高于850°C的最终轧制温度下热轧；
- [0085] 然后
- [0086] (1) 以大于1°C/s、优选大于15°C/s的冷却速率冷却至低于200°C的温度,然后卷取带材,或
- [0087] (2) 以大于1°C/s、优选大于15°C/s的冷却速率冷却至450至700°C范围内的温度,然后在850和1100°C之间的温度下退火该带材,然后以大于1°C/s、优选大于15°C/s的冷却速率冷却至低于200°C的温度,然后卷取。在带材的冷却和退火之间,可在冷却之后卷取带材并正好在退火之前将其拆卷。
- [0088] 由这种卷可制备热轧片材。
- [0089] 任选地,对于有潜力产生K-析出硬化的钢组成而言,例如合金16-19,可在600至750°C的温度范围内退火热轧带材1分钟至15小时的时间来稳定显微组织和/或获得受控制的K-碳化物析出硬化从而进一步提高强度。
- [0090] 任选地,对于一些其他组成而言,例如合金25和26,可低温处理热轧带材至零下温度(即小于0°C)来获得受控制的马氏体量。
- [0091] 优选以这样的方式进行低温处理:将热轧带材和冷轧带材低温处理至低于-100°C的温度。
- [0092] 低温处理特别有利于处理具有小于20mJ/m<sup>2</sup>堆垛层错能的热轧带材和冷轧带材。在图1中显示对于具有10%或以下锰含量的钢而言在约140K达到这一条件。对于不同的组成,这一温度可稍高或稍低。
- [0093] 还可将热轧带材制造为冷轧产品。通常,酸洗步骤和/或清洁步骤用于去除热轧氧化皮。
- [0094] 为了制备冷轧产品,该方法还包括以下后续步骤:
- [0095] -以30%至80%的总压下率冷轧所卷取的钢片材；
- [0096] -以1°C/s至50°C/s的速率加热冷轧钢片材至650至1100°C范围内的退火温度之后持续5秒至5小时；
- [0097] -以1°C/s至100°C/s的速率冷却退火的钢片材。
- [0098] 在本发明的实施方案中,退火温度在650和1100°C之间以产生高强度钢同时确保适当的延展性。
- [0099] 对于有潜力产生K析出硬化的钢组成而言,施用以下退火工艺。
- [0100] 为了产生具有各种组合的强度和延伸率的钢,在高于K-碳化物形成温度的温度下进行退火以在变形奥氏体晶粒中产生K-析出物(为600至1100°C的温度范围内)。调节退火温度和退火时间的组合以获得具有不同回复程度的显微组织或在奥氏体基体中完全再结晶的显微组织。与此同时,在这一退火工艺过程中还可改变铁素体相和K-碳化物的形状和尺寸。具有较低回复程度的显微组织将提供相对高的强度而较低的延伸率。
- [0101] 如果退火温度小于650°C,则将同时发生K-碳化物和M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>-碳化物的析出和回复。另外,过量M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>-碳化物析出物可形成大尺寸,并因此虽然强度高但延伸率变得过低。同时,如果退火温度大于1100°C,则奥氏体晶粒生长大于30μm并且强度和延伸率降低。

[0102] 优选应将退火时间限制为5秒至5小时。退火温度越高,退火时间应越短。如果退火时间小于5秒,则热量不能到达冷轧片材内部;显微组织贯穿厚度不均匀,使得延伸率被削弱。同时,如果退火时间超过5小时,违反时间限制从而形成粗大的晶间K-碳化物和/或晶间 $\alpha$ 相和/或粗大的奥氏体晶粒尺寸,由此降低强度和延伸率。沿 $\gamma$ 晶界形成的 $\alpha$ -相将转变为B2-有序铁素体,其本质为脆性的并且是不期望的。优选在显微组织中不存在B2-有序铁素体。

[0103] 退火过程中加热速率在1°C/s至50°C/s范围内。对于连续退火处理而言,优选选择加热速率来符合标准工艺生产线的线速度。

[0104] 退火之后至环境温度或至电镀浴的冷却速率在1和100°C/s之间。在电镀之后,冷却速率优选在5和50°C/s之间,优选在10和50°C/s之间。

[0105] 关于退火热处理,连续退火热处理是可能的。还可在清洁表面之后用连续热浸镀来处理冷轧钢片材。

[0106] 为了避免奥氏体中冷轧后的恢复过程(回复和再结晶),铁素体转变和析出现象之间的竞争,可施用两步退火;首先将冷轧片材加热至较高温度持续合适的时间以使位错回复,并随后将钢冷却降至适当的温度状况以发生K-碳化物析出。

[0107] 退火过程中加热速率在1°C/s至50°C/s范围内。对于连续退火处理而言,优选选择加热速率来符合标准工艺生产线的线速度。

[0108] 退火之后至环境温度或至电镀浴的冷却速率在1和100°C/s之间。在电镀之后,冷却速率优选在5和50°C/s之间,优选在10和50°C/s之间。

[0109] 关于退火热处理,连续退火热处理是可能的。还可在清洁表面之后用连续热浸镀来处理冷轧钢片材。

[0110] 在本发明的实施方案中低温处理热轧和冷轧带材至零下温度(低温深度冷却处理)来获得以面积计至多50%、优选至多40%的受控制的马氏体量。对与有潜力引入马氏体来强化的钢组成而言,可施用以下退火工艺。在单一奥氏体区域内的温度下退火热轧带材或冷轧片材以获得具有细奥氏体晶粒尺寸的完全再结晶的组织,即在850-1100°C的温度范围内持续5秒至30分钟的短时间。以大于1°C/s的冷却速率将退火的片材冷却至室温以防止碳化物形成,并然后深度冷却(例如在液氮中)至零下温度以引入马氏体转变。发明人发现根据本发明的钢牌号有利于在零下温度下具有小于20mJ/m<sup>2</sup>的堆垛层错能从而引入马氏体转变。使用如呈现于A.Saeed-Akbari,A.Schwedt,W.Bleck在Scripta Mater.,2012,第66卷,第12期,第1024-1029页的"Low stacking fault energy steels in the context of manganese-rich iron-based alloys"中的亚正规(sub-reguluar)溶液热力学模型来确定堆垛层错能的温度依赖性。发明人发现某些钢牌号的堆垛层错能在零下温度下小于20mJ/m<sup>2</sup>(参见图1)。如果SFE小于20mJ/m<sup>2</sup>,则认为通过在液氮中冷却钢或通过施加机械力从而激活从奥氏体向马氏体的转变诱发塑性。

[0111] 在退火之后可在一侧或每侧上用选自以下的金属性涂层涂覆钢片材:Zn、Zn-Fe、Zn-Al、Zn-Mg、Zn-Al-Mg、Al-Si和Al-Mg-Si,其中一个或多个涂覆层的厚度在10和200μm之间。可通过热浸涂工艺或电镀工艺施用这些或其他的金属涂覆层。

[0112] 在本发明的实施方案中,提供具有2-8mm厚度的热轧钢板或片材。虽然可想到许多其他应用,但这些主要使用在卡车、公共汽车和其他大型车辆上。

[0113] 以标准方式进行通过在热轧之前铸造(即薄板坯或厚板坯连铸、带材铸造或铸锭铸造)和(再)加热的板坯或带材制备,即板坯再加热或均质化温度在1050和1250°C之间从而溶解碳化物并使显微组织均质化。

[0114] 在大于1050°C的温度下进行热轧工艺的粗轧阶段,总厚度压下量大于50%以使在铸造过程中由偏析产生的具有低Mn含量和低C含量的区域内的铁素体晶粒破碎。

[0115] 最终热轧温度大于850°C以避免热轧过程中形成K-碳化物。

[0116] 热轧之后以大于1°C/s的冷却速率将带材冷却至小于200°C的温度以避免粗大K-碳化物和M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>碳化物的晶间析出。可施用空气冷却或喷水冷却。

[0117] 或者,以大于1°C/s的冷却速率将热轧带材冷却至450至700°C范围内的温度并卷取。在这种情况下,为了进一步改进热轧片材的延展性,从晶粒尺寸和碳化物析出控制的角度,可然后任选地在850和1100°C之间的温度下退火热轧片材,并且以大于1°C/s的冷却速率冷却降至低于200°C的温度以避免K-碳化物和M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>-碳化物的晶间析出。

[0118] 根据以上工艺的热轧钢带材应具有奥氏体基显微组织,其以面积百分比计包含70%或更多至100%的奥氏体,30%或更少至0%的铁素体,和5%或更少的K-(Fe,Mn)<sub>3</sub>AlC相。对于可低温处理的钢而言,从奥氏体向马氏体转变可引入小于50%、优选小于40%的马氏体。

[0119] 根据本发明的钢优选具有小于7.3g/cm<sup>3</sup>、更优选小于7.2g/cm<sup>3</sup>和甚至更优选至少7.0g/cm<sup>3</sup>的比重。优选根据本发明的钢具有750MPa或更高、优选800MPa或更高的拉伸强度,和25%或更长、优选30%或更长的延伸率。

[0120] 可进一步将这种热轧钢片材冷轧和退火成小于1.5mm的冷轧片材。这种较薄的规格特别适合应用在车辆中,即使片材的应用不限于此。

[0121] 在冷轧中,冷轧压下量设定为30%至80%的压下率。冷轧压下量设定为30%或更多以确保均匀变形的显微组织。考虑到生产效率,冷压下量的上限被限制为80%或更少。任选地,材料可经受在冷轧压下或步骤之间的中间退火。

[0122] 进行退火来回复延展性或获得具有所需晶粒尺寸的再结晶奥氏体晶粒。

[0123] 为了避免奥氏体中冷轧后的恢复过程(回复和再结晶),铁素体转变和析出现象之间的竞争,可施用两步退火;首先将冷轧片材加热至较高温度持续合适的时间以使位错回复,并随后应将钢冷却降至适当的温度状况以发生K-碳化物析出。

[0124] 对于有潜力引入马氏体来强化的钢组成而言,可施用以下退火工艺。在单一奥氏体区域内的温度下退火冷轧片材以获得具有细奥氏体晶粒尺寸的完全再结晶的组织,即在850-1100°C温度范围内持续5秒至30分钟的短时间。以大于1°C/s的冷却速率将退火的片材冷却至室温以防止碳化物形成,并然后深度冷却(例如在液氮中)至零下温度以引入马氏体转变。

[0125] 在退火之后可在一侧或每侧上用选自以下的金属性涂层涂覆钢片材:Zn、Zn-Fe、Zn-Al、Zn-Mg、Zn-Al-Mg、Al-Si和Al-Mg-Si,其中一个或多个涂覆层的厚度在10和200μm之间。可通过热浸涂工艺或电镀工艺施用这些或其他的金属涂覆层。

[0126] 根据第三方面,本发明还体现在根据权利要求1至8任一项的钢带材或片材的用途,用于制备零件(例如高强度汽车零件)和它们的用途。根据本发明的钢片材允许通过利用较低密度和较高有关机械性质值同时相对便宜和易于加工(例如关于焊接)来制备更轻

和更强的零件。

[0127] 现将通过以下非限制性实施例的方式来解释本发明。

[0128] 实施例1-热轧产品

[0129] 铸造具有表1中所示组成的钢。将铸锭在1200°C下再加热2小时，并然后使其经受第一热轧步骤至30mm。将这些粗轧板坯在1200°C下再加热30分钟并然后经最终轧制温度为900°C的9-10个道次热轧至3mm，并在空气中或通过在水中淬火冷却至室温。在室温下300kN Denison Mayes伺服液压测试机上按照ISO 6892-1标准（小EURO标准样品，规格长度50mm）进行拉伸测试。在表2中给出各种退火处理之后热轧带材的拉伸性质。

[0130] 实施例2-冷轧产品

[0131] 合金18和19的热轧钢带材然后经受67%的压下量从3mm冷轧至1mm，并然后分别在650°C、750°C、800°C和850°C下退火不同时间。在表3中给出冷轧和退火的片材的拉伸性质。

[0132] 使用光学显微术、EBSD、TEM和X射线测量表征带材的显微组织。还分别在表2和表3中给出对热轧带材和冷轧带材的分析结果。对于热轧带材而言，当退火温度设定至小于600°C时，大量M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>沿γ晶界形成，如图2中合金18所示，其对延展性有害。因此，应施用大于600°C的退火温度。对于冷轧带材而言，应使用大于650°C的退火温度，因为由冷轧产生的位错加速M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、K和α的形成。当进行合适的退火时，可获得细的再结晶奥氏体显微组织，如图3中冷轧之后并在750°C下退火2分钟的合金18所示。这种退火工艺产生良好性质并且还符合目前的连续生产线。图4显示在1000°C下固溶处理并水淬至室温然后在液氮中深度处理5分钟的合金25的显微组织，显示形成α'马氏体。在合金25和26中引入α'马氏体可显著提高强度。

表 1 钢的化学组成 (以重量%计) (“钢 16 不是本发明的一部分”)

合金	Al	Mn	C	Ni	Si	Cu	N	P	S	Cr	Ti	其他	Mn/Si
16	9.3	15.1	0.81	5.3	0.08	0.3	0.003	0.005	0.003	0.009	0.01	-	189
17	9.5	15.0	0.80	0.05	0.08	0.2	0.005	0.006	0.002	0.008	0.01	-	188
18	5.8	15.1	0.80	0.001	0.06	0.1	0.004	0.01	0.001	0.01	0.01	-	250
19	6.0	13.0	0.69	0.001	0.05	0.1	0.003	0.008	0.001	0.03	0.01	Mo: 0.01	260
25	5.7	9.9	0.79	0.002	0.06	0.17	0.004	0.003	0.002	0.05	0.002	V: 0.002 Sn: 0.001	165
26	5.8	10.3	0.72	0.003	0.05	0.16	0.005	0.005	0.002	0.01	0.002	Nb: 0.01 Sn: 0.001	204

表 2 热轧带材的性质 (\*=面积百分数)

合金	密度 g/cm <sup>3</sup>	热处理			拉伸性质			显微组织				发明 明 书
		HR	退火 T(°C)/t(分钟)	YS (MPa)	UTS (MPa)	A50 (%)	γ (%*)	α (%*)	κ (%*)	M <sub>3</sub> C <sub>3</sub> (%*)	M (%*)	
16	6.84	WQ		670	960	30	84	16	-	-	-	是
17	6.81	WQ		630	923	35	80	21	-	-	-	是
		WQ		569	830	42	100	-	-	-	-	是
		<u>550/180</u>		585	845	29	96.5	-	0.5	<u>3.0</u>	-	否
18	7.21		<u>650/5</u>	558	890	41	98.8	0.5	1.0	-	-	是
			<u>650/120</u>	549	879	42	97.6	0.8	1.6	-	-	是
		WQ		538	795	43	100	-	-	-	-	是
		<u>550/180</u>		559	815	21	95.9	-	0.5	<u>3.6</u>	-	否
19	7.23		<u>650/5</u>	591	855	36	97.8	0.6	1.6	-	-	是
			<u>650/120</u>	590	846	38	96.3	1.2	2.5	-	-	是
25	7.25	WQ		525	778	39	100				34	是
			液态N <sub>2</sub> /5	627	1060	26	66				37	是
26	7.28	WQ	液态N <sub>2</sub> /5	596	1036	29	63					

表 3 冷轧和退火片材的性质 (\*=面积百分数)

合金	热处理			拉伸性质			显微组织				发明
	退火 T (°C)	t(分钟)	YS (MPa)	UTS (MPa)	A50 (%)	rec/rex	$\gamma$ (%)*)	$\alpha$ (%)*)	$\kappa$ (%)*)	$M_7C_3$ (%)*)	
18	冷轧状态	1465	1587	2.6	变形	100	-	-	-	-	否
		1534	1673	3	rec	99.2	-	-	0.8	否	否
		1515	1631	2	rec	98.5	-	-	1.5	否	否
	650	1465	1536	1	rec	96.5	-	-	3.5	否	否
		1440	1545	5.5	rec+rex	99.3	0.5	0.2	-	否	否
		1119	1212	13.5	rec+rex	97.9	1.5	0.6	-	否	否
700	冷轧状态	1050	22	rec+rex	95.8	2.7	1.5	-	-	否	否
		911	1060	28.8	rec+rex	99.9	0.1	-	-	是	是
		893	1044	27.4	rec+rex	99.8	0.2	-	-	是	是
	750	845	1011	29.6	rec+rex	99.7	0.3	-	-	是	是
		842	1007	28.9	rec+rex	99.5	0.5	-	-	是	是
		845	1025	29	rec+rex	100	-	-	-	是	是
800	冷轧状态	755	970	40	rex	100	-	-	-	是	是
		694	935	43	rex	100	-	-	-	是	是
		753	959	39.2	rex	100	-	-	-	是	是
	850	736	952	40.8	rex	100	-	-	-	是	是
		709	941	41	rex	100	-	-	-	是	是
		697	943	42	rex	100	-	-	-	是	是
9	冷轧状态	1433	1544	0.5	变形	100	-	-	-	否	否
		1431	1576	4.5	rec	99	-	-	1.0	否	否
		1368	1500	2.7	rec	98.1	-	-	1.9	否	否
	650	1325	1387	3	rec	96	-	-	4.0	否	否
		1316	1418	6	rec+rex	98	1.5	0.5	-	否	否
		1192	1256	9	rec+rex	95.2	4	0.8	-	否	否
750	冷轧状态	1054	1105	11	rec+rex	94	5	1.0	-	否	否
		1164	1259	10.5	rec+rex	99.9	0.1	-	-	是	是
		788	950	31	rex	99.6	0.4	-	-	是	是
30	冷轧状态	672	887	39.5	rex	99.5	0.5	-	-	是	是

[0134]

[0135] 在附图中描绘了以下内容。图1描绘了几种组成的堆垛层错能 (SFE) 与温度, 显示 Mn 在低温下的影响。其表明合金25 (Fe-10Mn-6Al-0.8C) 和合金26 (Fe-10Mn-6Al-0.7C) 的 SFE 在液氮温度下小于  $20\text{mJ/m}^2$ 。图2显示在热轧和在 550°C 下退火 180 分钟之后合金18的显微组织, 显示晶间  $M_7C_3$ -碳化物析出物, 并且图3是在以 50% 压下量冷轧和在 750°C 下退火 2 分钟之后合金18的EBSD图, 显示具有细晶粒尺寸的再结晶奥氏体显微组织。图4是在 1000°C 下固溶处理然后在液氮中深度处理 5 分钟的合金25的显微组织, 显示形成  $\alpha'$  马氏体 (使用 Vilella

试剂蚀刻样品)。

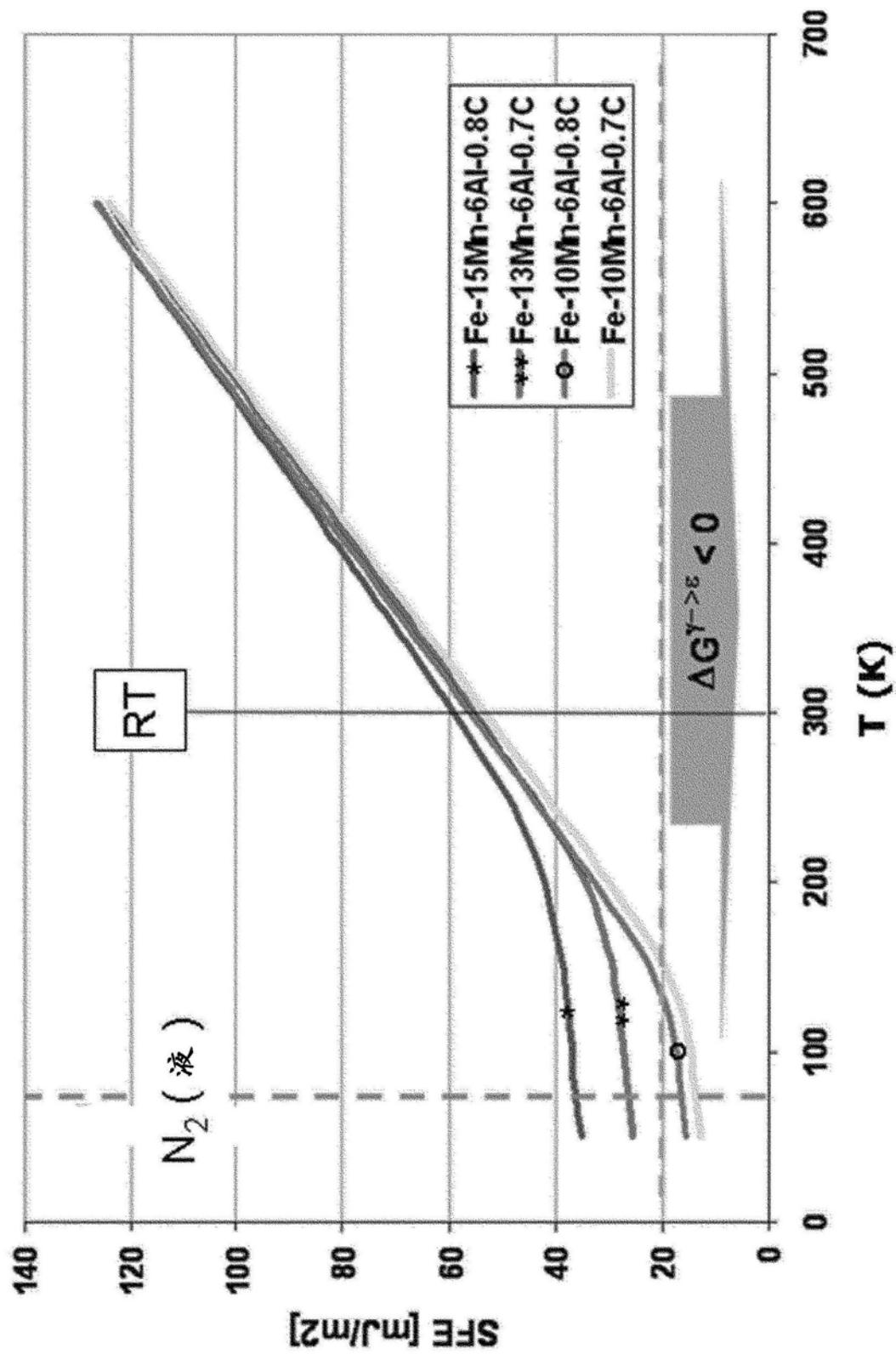


图1

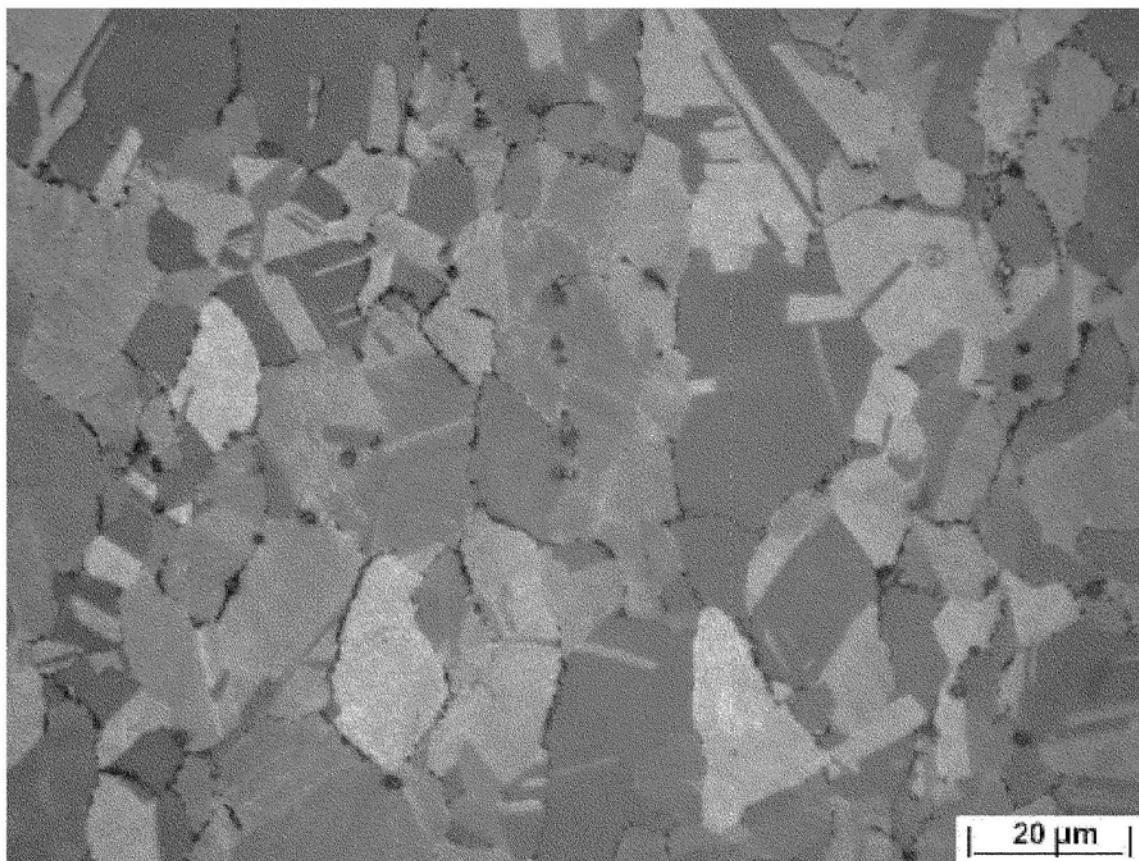


图2

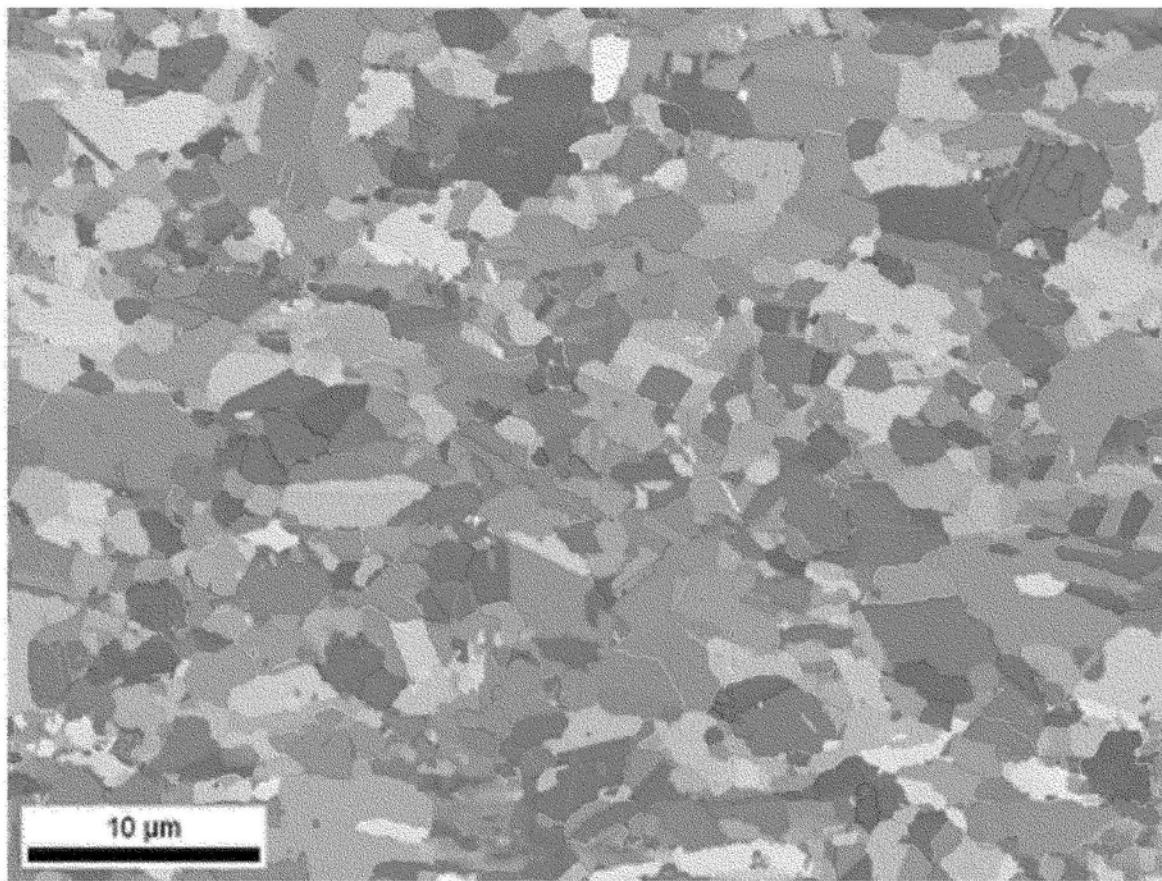


图3

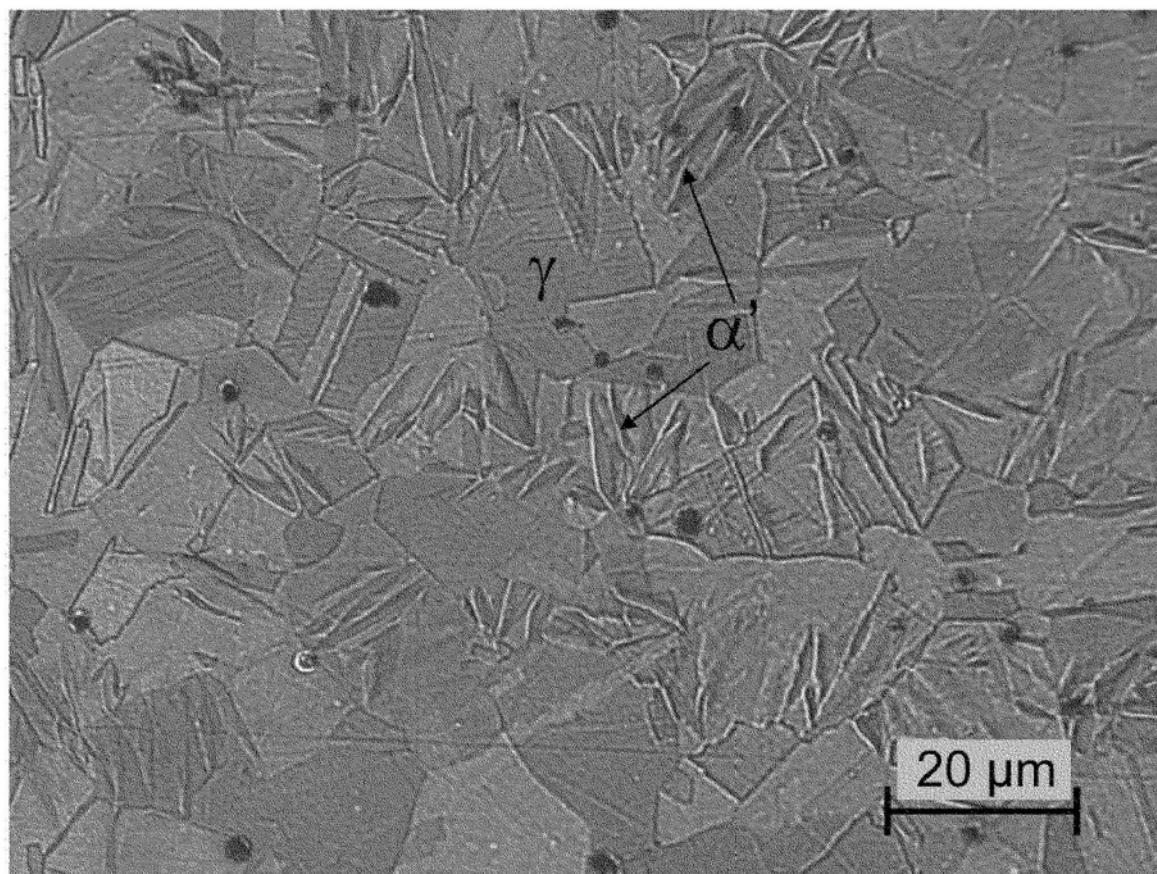


图4