



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 105648317 A

(43) 申请公布日 2016. 06. 08

(21) 申请号 201610058165. 3

(22) 申请日 2016. 01. 28

(71) 申请人 河北钢铁股份有限公司邯郸分公司

地址 056015 河北省邯郸市复兴路 232 号

(72) 发明人 许斌 唐恒国 李守华 何方

程迪 贾贵兴 张龙柱

(74) 专利代理机构 石家庄冀科专利商标事务所

有限公司 13108

代理人 陈丽

(51) Int. Cl.

C22C 38/04(2006. 01)

C22C 38/02(2006. 01)

C21D 8/02(2006. 01)

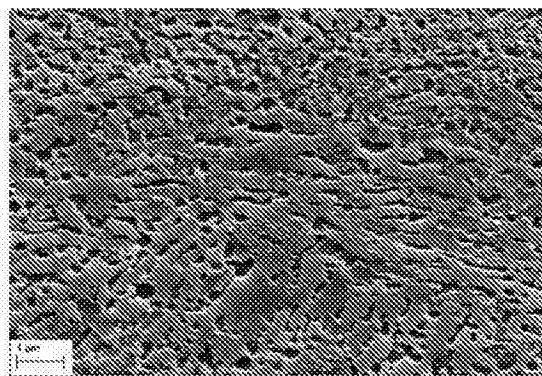
权利要求书1页 说明书6页 附图4页

(54) 发明名称

一种高强度高塑性中锰 Q&P 钢冷轧退火板及其制备工艺

(57) 摘要

一种高强度高塑性中锰 Q&P 钢冷轧退火板及其制备工艺,退火板化学组分及重量百分含量分别为:C 0.1~0.3%, Si 0.8~2.0%, Mn 4.0~8.0%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $N \leq 0.01\%$, 其余为铁以及不可避免的杂质;制备工艺包括冶炼、热轧、中间退火、冷轧和最终热处理;本发明将 Q&P 工艺应用在中锰钢领域,并开发出两相区 Q&P 工艺,最终得到马氏体+残余奥氏体+铁素体组织的复相中锰 Q&P 钢,抗拉强度 900~1300MPa,塑性 24~37%,强塑积达 30 ~ 45GPa%。本发明实现了中锰钢的连续退火处理,缩短了传统罩式退火的时间,同时获得了强度和塑性良好匹配的高强中锰钢板。



1. 一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板,其特征为:其化学组分及重量百分含量分别为:C 0.1~0.3%,Si 0.8~2.0%,Mn 4.0~8.0%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $N \leq 0.01\%$,其余为铁以及不可避免的杂质。

2. 如权利要求1所述的一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板,其特征为:其化学组分中还包括重量百分比 $\leq 0.06\%$ 的Nb或V或Ti,其他化学组分及重量百分含量优选:C 0.12~0.22%,Si 1.2~1.8%,Mn 5.0~7.0%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $N \leq 0.01\%$,其余为铁以及不可避免的杂质。

3. 一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,包括冶炼、铸造、热轧、冷轧及热处理工序,其特征为:所述退火板的化学组分及重量百分含量为:C 0.1~0.3%,Si 0.8~2.0%,Mn 4.0~8.0%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $N \leq 0.01\%$,其余为铁以及不可避免的杂质。

4. 如权利要求3所述一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,其特征为:所述热轧工序要求钢坯加热至1150~1250℃后保温1到2小时,之后在完全奥氏体化温度区间进行粗轧和精轧,整个热轧压下率为 $\geq 90\%$;所述冷轧工序采用常规冷轧工艺,压下率 $\geq 50\%$,保证表面质量、板型质量和组织均匀性;热轧工序完成后对钢板进行中间退火处理,可在热轧空冷至室温后或直接在热状态下进行中间退火,要求在奥氏体化开始温度AC1与结束温度AC3温度之间的两相区进行退火,退火时间在4~10小时之间,退火后空冷至室温。

5. 如权利要求4所述一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,其特征为:所述中间退火工序为:热轧空冷至室温后,以2~15℃/s的加热速度加热至 $AC1+30^{\circ}C \sim (AC1+AC3)/2$ 温度区间内,保温6~10小时后,空冷至室温。

6. 如权利要求3所述一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,其特征为:所述热处理工序为:首先以2~10℃/s的速度将钢板加热到AC1~AC3两相区中间温度保温3~10分钟,接着以大于临界冷速的冷却速度冷却至Ms点以下温度60~150℃,保温10s后,以 $\geq 10^{\circ}C/s$ 的速度升温到350~500℃,保温1~2分钟后,淬火到室温;热处理后的显微组织为马氏体+残余奥氏体+铁素体组织,钢板抗拉强度900~1300MPa,塑性24~37%,强塑积30~45GPa%。

7. 如权利要求6所述一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,其特征为:所述热处理工序为:首先以2~5℃/s的速度将钢板加热到 $(AC1+30^{\circ}C) \sim (AC1+AC3)/2-10^{\circ}C$ 的温度区间保温5~10分钟,接着以大于临界冷速的冷却速度冷却至Ms点以下温度60~150℃,保温10s后,以 $\geq 10^{\circ}C/s$ 的速度升温到350~450℃,保温1~2分钟后,淬火到室温;热处理后的显微组织为马氏体+残余奥氏体+铁素体组织,其中残余奥氏体的体积含量 $\geq 20\%$,组织平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu m$,钢板抗拉强度900~1300MPa,塑性24~37%,强塑积30~45GPa%。

一种高强度高塑性中锰Q&P钢冷轧退火板及其制备工艺

技术领域

[0001] 本发明涉及汽车板及家电板,尤其是涉及一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板及其制备工艺。

背景技术

[0002] 先进高强度钢(AHSS)可最大限度在保证汽车自重降低的同时提升汽车安全性,因此成为各大汽车行业关注的焦点。自先进高强度钢提出以来,得到了快速发展,先后开发出了以IF钢、DP钢、TRIP钢为代表的第一代高强钢、以TWIP钢为代表的第二代高强钢和最近提出的以Q&P钢为代表的第三代高强钢。第一代高强钢提高了钢的强度,但是塑性较低;第二代高强钢虽然强度和塑性都很理想,但是合金元素添加太多,成本较高;而第三代高强钢Q&P钢则可以兼顾成本、性能强度与塑性,是今后的发展方向。目前先进高强钢已经在汽车工业得到广泛应用,如在汽车的加强件A/B/C柱、车门槛、前后保险杠、车门防撞梁、横梁、纵梁、座椅滑轨等零件。

[0003] Q&P工艺是2003年美国柯州矿校Speer J G等人在研究中碳高硅钢(0.35C-1.3Mn-0.74Siwt.%)的热处理工艺时,获得了贫碳的马氏体和富碳的残余奥氏体,并改善了性能,由此他们建立其热力学过程和动力学模型,并将其称为马氏体型钢热处理的新工艺—淬火与配分(简称Q&P)工艺。随后Q&P工艺较多地应用在了低锰TRIP钢领域,并开发出了使用Q&P工艺的低锰TRIP钢,然而由于低锰TRIP钢自身的成分限制尤其是Mn含量的限制,导致了最终获得的残余奥氏体组织不多,强度和性能都不能得到明显的提高。

发明内容

[0004] 本发明提供一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板及其制备工艺,将Q&P工艺应用在中锰钢领域,并开发出两相区Q&P工艺,最终得到马氏体+残余奥氏体+铁素体组织的复相中锰Q&P 钢,抗拉强度900~1300MPa,塑性24~37%,强塑积达30~45GPa%。

[0005] 本发明一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板,其化学组分及重量百分含量分别为:C 0.1~0.3%,Si 0.8~2.0%,Mn 4.0~8.0%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $N \leq 0.01\%$,其余为铁以及不可避免的杂质。

[0006] 上述的一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板,其化学组分中还包括重量百分比 $\leq 0.06\%$ 的Nb或V或Ti,其他化学组分及重量百分含量优选:C 0.12~0.22%,Si 1.2~1.8%,Mn 5.0~7.0%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $N \leq 0.01\%$,其余为铁以及不可避免的杂质。

[0007] 一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,包括冶炼、铸造、热轧、冷轧及热处理工序,所述退火板的化学组分及重量百分含量为:C 0.1~0.3%,Si 0.8~2.0%,Mn 4.0~8.0%, $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.01\%$, $N \leq 0.01\%$,其余为铁以及不可避免的杂质。

[0008] 上述一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,所述热轧工序要求钢坯加热至1150~1250℃后保温1到2小时,之后在完全奥氏体化温度区间进行粗轧和精轧,整

个热轧压下率为 $\geq 90\%$;所述冷轧工序采用常规冷轧工艺,压下率 $\geq 50\%$,保证表面质量、板型质量和组织均匀性;热轧工序完成后对钢板进行中间退火处理,可在热轧空冷至室温后或直接在热状态下进行中间退火,要求在奥氏体化开始温度 AC_1 与结束温度 AC_3 温度之间的两相区进行退火,退火时间在4-10小时之间,退火后空冷至室温。

[0009] 上述一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,所述中间退火工序为:热轧空冷至室温后,以 $2-15^\circ\text{C}/\text{s}$ 的加热速度加热至 $AC_1+30^\circ\text{C}\sim(AC_1+AC_3)/2$ 温度区间内,保温6-10小时后,空冷至室温。

[0010] 上述一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,所述热处理工序为:首先以 $2-10^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度将钢板加热到 $AC_1\sim AC_3$ 两相区中间温度保温3-10分钟,接着以大于临界冷速的冷却速度冷却至 M_s 点以下温度 $60-150^\circ\text{C}$,保温10s后,以 $\geq 10^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度升温到 $350-500^\circ\text{C}$,保温1-2分钟后,淬火到室温;热处理后的显微组织为马氏体+残余奥氏体+铁素体组织,钢板抗拉强度 $900-1300\text{MPa}$,塑性 $24-37\%$,强塑积 $30-45\text{GPa}\%$ 。

[0011] 进一步地,所述热处理工序为:首先以 $2-5^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度将钢板加热到 $(AC_1+30^\circ\text{C})\sim(AC_1+AC_3)/2-10^\circ\text{C}$ 的温度区间保温5-10分钟,接着以大于临界冷速的冷却速度冷却至 M_s 点以下温度 $60-150^\circ\text{C}$,保温10s后,以 $\geq 10^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度升温到 $350-450^\circ\text{C}$,保温1-2分钟后,淬火到室温;热处理后的显微组织为马氏体+残余奥氏体+铁素体组织,其中残余奥氏体的体积含量 $\geq 20\%$,组织平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu\text{m}$,钢板抗拉强度 $900-1300\text{MPa}$,塑性 $24-37\%$,强塑积 $30-45\text{GPa}\%$ 。

[0012] 本发明化学组分配比原理分析:

锰(Mn):锰作为奥氏体稳定化元素,可以提高室温下奥氏体的稳定性,提高残余奥氏体的含量,通过实验还发现Mn元素能够提高钢铁的淬透性,随着Mn含量的提高可以有效降低马氏体临界转变速率,同时和热处理工艺配合可以起到细化晶粒的作用,致使本发明最终获得细小的组织,提高了强度和塑性;但是考虑到成本以及后期焊接性能,本发明中要求Mn含量在 $4-8\%$ 之间,优选 $5-7\%$ 。

[0013] 碳(C):碳可以起到固溶强化和析出强化作用,是高强钢中必须含有的元素,另一方面它可以在奥氏体中富集提高奥氏体的稳定性,致使获得更多的残余奥氏体,本发明主要利用其稳定奥氏体的作用,通过中间退火和Q&P工艺处理,让C在奥氏体中富集,使这一作用达到最大;然而如果碳含量太多则会导致碳化物析出,严重影响性能,因此本发明中要求C含量在 $0.1-0.3\%$ 之间,优选 $0.12-0.22\%$ 。

[0014] 硅(Si):硅在碳化物中的溶解度极低,在Q&P工艺过程中能够强烈抑制 Fe_3C 的形成,使更多的碳扩散至奥氏体中而不生成碳化物,提高残余奥氏体的稳定性;有效抑制渗碳体所需要的Si含量至少为 0.8% ,高含量的硅元素会使钢板的热轧性能降低,在钢板表面形成稳定的氧化物 Mn_2SiO_4 ,在热镀锌生产线中隔断锌液和钢板表面的反应,降低钢板的润湿性能,使钢板表面质量下降,工件覆镀性差,因此本发明中要求Si含量在 $0.8-2.0\%$,优选: $1.2-1.8\%$ 。

[0015] 其余元素的添加,主要根据元素的相应作用及所需的性能调整进行选择,为本领域公知技术。

[0016] 本发明公开的中间退火工艺的目的在于有效的控制组织中的铁素体相和奥氏体相的比例,从而控制C在奥氏体的第一次富集;本发明公开的Q&P连续退火处理工艺,其理论

基础虽然是Speer等人提出的CCE模型,但是本发明是两相区Q&P退火工艺,因此在原有CCE模型的基础上进行了改进:首先两相区(F+A)的保温温度设定在 $AC1+30^{\circ}C$ 至 $(AC1+AC3)/2-10^{\circ}C$ 的温度区间,保证组织中含有一定量的铁素体和奥氏体,随后根据CCE模型计算出最佳淬火温度 $60\sim 150^{\circ}C$ 进行淬火处理,再根据CCE模型计算出配分温度 $350\sim 450^{\circ}C$ 并加热至该温度区间,保温 $60\sim 120s$ 后,淬火至室温。

[0017] 本发明的有益效果为:

本发明通过优化化学组分,增加中间退火工序,并将Q&P工艺应用于中锰钢中,有效提高了退火板中的残余奥氏体含量,使残余奥氏体的体积含量 $\geq 20\%$;获得了细小复相组织,组织平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu m$;钢板抗拉强度 $900\sim 1300MPa$,塑性 $24\sim 37\%$,强塑积 $30\sim 45GPa\%$;在提高了强度的同时塑性也得到了保证,同时兼顾了制作成本。

附图说明

[0018] 图1~图7为本发明实施例1~7的Q&P工艺处理后组织照片图。

具体实施方式

[0019] 本发明一种高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板,其化学组分及重量百分含量分别为:C $0.1\sim 0.3\%$,Si $0.8\sim 2.0\%$,Mn $4.0\sim 8.0\%$, $P\leq 0.01\%$, $S\leq 0.01\%$, $N\leq 0.01\%$;其中C优选 $0.12\sim 0.22\%$,Si优选 $1.2\sim 1.8\%$,Mn优选 $5.0\sim 7.0\%$,组分中还可添加重量百分比 $\leq 0.06\%$ 的Nb或V或Ti,其余为铁以及不可避免的杂质。

[0020] 本发明高强度高塑性中锰Q&P 钢冷轧退火板的制备方法,包括冶炼、铸造、热轧、冷轧及热处理工序,退火板的化学组分及重量百分含量为:C $0.1\sim 0.3\%$,Si $0.8\sim 2.0\%$,Mn $4.0\sim 8.0\%$, $P\leq 0.01\%$, $S\leq 0.01\%$, $N\leq 0.01\%$,其余为铁以及不可避免的杂质;热轧工序要求钢坯加热至 $1150\sim 1250^{\circ}C$ 后保温1到2小时,之后在完全奥氏体化温度区间进行粗轧和精轧,整个热轧压下率为 $\geq 90\%$;热轧工序完成后对钢板进行中间退火处理,中间退火工序为:热轧空冷至室温后,以 $2\sim 15^{\circ}C/s$ 的加热速度加热至 $AC1+30^{\circ}C\sim (AC1+AC3)/2$ 温度区间内,保温6~10小时后,空冷至室温;冷轧工序采用常规冷轧工艺,压下率 $\geq 50\%$,保证表面质量、板型质量和组织均匀性;热处理工序为:首先以 $2\sim 5^{\circ}C/s$ 的速度将钢板加热到 $(AC1+30^{\circ}C)\sim (AC1+AC3)/2-10^{\circ}C$ 的温度区间保温5~10分钟,接着以大于临界冷速的冷却速度冷却至 M_s 点以下温度 $60\sim 150^{\circ}C$,保温 $10s$ 后,以 $\geq 10^{\circ}C/s$ 的速度升温到 $350\sim 450^{\circ}C$,保温1~2分钟后,淬火到室温;热处理后的显微组织为马氏体+残余奥氏体+铁素体组织,其中残余奥氏体的体积含量 $\geq 20\%$,组织平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu m$,钢板抗拉强度 $900\sim 1300MPa$,塑性 $24\sim 37\%$,强塑积 $30\sim 45GPa\%$ 。

[0021] 本发明化学组分配比原理分析:

锰(Mn):锰作为奥氏体稳定化元素,可以提高室温下奥氏体的稳定性,提高残余奥氏体的含量,通过实验还发现Mn元素能够提高钢铁的淬透性,随着Mn含量的提高可以有效降低马氏体临界转变速率,同时和热处理工艺配合可以起到细化晶粒的作用,致使本发明最终获得细小的组织,提高了强度和塑性;但是考虑到成本以及后期焊接性能,本发明中要求Mn含量在 $4\sim 8\%$ 之间,优选 $5\sim 7\%$ 。

[0022] 碳(C):碳可以起到固溶强化和析出强化作用,是高强钢中必须含有的元素,另一

方面它可以在奥氏体中富集提高奥氏体的稳定性,致使获得更多的残余奥氏体,本发明主要利用其稳定奥氏体的作用,通过中间退火和Q&P工艺处理,让C在奥氏体中富集,使这一作用达到最大;然而如果碳含量太多则会导致碳化物析出,严重影响性能,因此本发明中要求C含量在0.1~0.3%之间,优选0.12~0.22%。

[0023] 硅(Si):硅在碳化物中的溶解度极低,在Q&P工艺过程中能够强烈抑制 Fe_3C 的形成,使更多的碳扩散至奥氏体中而不生成碳化物,提高残余奥氏体的稳定性;有效抑制渗碳体所需要的Si含量至少为0.8%,高含量的硅元素会使钢板的热轧性能降低,在钢板表面形成稳定的氧化物 Mn_2SiO_4 ,在热镀锌生产线中隔断锌液和钢板表面的反应,降低钢板的润湿性能,使钢板表面质量下降,工件覆镀性差,因此本发明中要求Si含量在0.8~2.0%,优选:1.2~1.8%。

[0024] 其余元素的添加,主要根据元素的相应作用及所需的性能调整进行选择,为本领域公知技术。

[0025] 本发明公开的中间退火工艺的目的在于有效的控制组织中的铁素体相和奥氏体相的比例,从而控制C在奥氏体的第一次富集;本发明公开的Q&P连续退火处理工艺,其理论基础虽然是Speer等人提出的CCE模型,但是本发明是两相区Q&P退火工艺,因此在原有CCE模型的基础上进行了改进:首先两相区(F+A)的保温温度设定在 $\text{AC}_1+30^\circ\text{C}$ 至 $(\text{AC}_1+\text{AC}_3)/2-10^\circ\text{C}$ 的温度区间,保证组织中含有一定量的铁素体和奥氏体,随后根据CCE模型计算出最佳淬火温度 $60\sim 150^\circ\text{C}$ 进行淬火处理,再根据CCE模型计算出配分温度 $350\sim 450^\circ\text{C}$ 并加热至该温度区间,保温 $60\sim 120\text{s}$ 后,淬火至室温。

[0026] 以下通过实施例1~实施例7对本发明做进一步详细介绍。

[0027] 本发明实验钢委托北京科技大学在其冶金工程研究院实验车间进行冶炼,采用ZGJL0.05-100-2.5D型真空感应熔炼炉冶炼,实施例1~实施例7成分如表1所示;并浇铸成25Kg的铸锭,空冷至室温;以锻压的形式模拟初轧开坯,将铸坯钢锭随炉加热至 1250°C ,保温2小时后开锻,终锻温度不低于 900°C ,最终锻压并分切成 $80\text{mm}\times 80\text{mm}\times 35\text{mm}$ 的坯料,经测量实施例1~实施例7各实例钢的奥氏体开始化温度和结束温度及 Ms 点如表2所示:

表1 本发明实例钢冶炼的化学成分/%

编号	C	Mn	Si	P	S	N	Nb
实例1	0.21	6.83	1.42	0.0061	0.0052	0.0039	0.058
实例2	0.20	5.00	1.51	0.0060	0.0051	0.0054	0.056
实例3	0.22	7.00	1.49	0.0053	0.0052	0.0061	—
实例4	0.10	4.00	1.20	0.009	0.009	<0.01	0.036
实例5	0.12	5.76	0.80	0.010	0.010	<0.01	—
实例6	0.15	8.00	2.00	0.010	0.0071	<0.01	—
实例7	0.30	6.75	1.80	0.006	0.0051	<0.01	—

表2 本发明实例钢的几个重要温度点

编号	AC1/ ℃	AC3/℃	M _s /℃	(AC1+AC3) /2 /℃
实例1	574	745	174	659.5
实例2	600	780	200	690
实例3	580	740	178	660
实例4	578	772	290	675
实例5	556	754	253	655
实例6	595	752	220	683.5
实例7	579	735	168	657

在北京科技大学高效轧制国家工程研究中心实验室Φ350mm四辊轧机上进行热轧至2.5mm;实施例1~实施例7热轧参数选择见表3:

表3 本发明实施例1~实施例7热轧参数

编号	热轧温度/℃	保温时间/h	热轧压下率/%
实例1	1150	1.0	90
实例2	1160	1.5	95
实例3	1165	1.5	90
实例4	1170	1.5	95
实例5	1250	2.0	98
实例6	1200	2.0	95
实例7	1230	1.6	95

热轧完成后空冷至室温,然后进行中间退火,实施例1~实施例7中间退火工艺参数选择见表4:

表4本发明实施例1~实施例7中间退火工艺参数

编号	加热速度℃/s	中间退火温度/℃	保温时间/h
实例1	2.0	640	9.0
实例2	5.0	660	7.0
实例3	10.0	660	6.0
实例4	15.0	610	10.0
实例5	12.0	630	8.0
实例6	11.0	625	10.0
实例7	15.0	615	10.0

随后,进行冷轧到1.2mm,冷轧工序采用常规冷轧工艺,压下率≥50%,保证表面质量、板型质量和组织均匀性;随后进行Q&P热处理工艺,实施例1~实施例7Q&P热处理工艺参数选择见表5:

表5 本发明实施例1~实施例7Q&P热处理工艺参数

编号	加热速度 /℃/s	Q&P 开始加热温度 /℃	保温时间 /min	冷却温度 /℃
实例1	2.0	650	6.0	110
实例2	5.0	660	7.0	60
实例3	3.0	640	10.0	150
实例4	5.0	650	5.0	70
实例5	2.0	630	8.0	80
实例6	3.0	625	9.0	150
实例7	4.0	620	8.0	60

冷却至表5所列温度后保温10s,以大于等于10℃/s的速度升温,其中实施例1~3的升温速度为10℃/s,升温至350℃;实施例4~5的升温速度为12℃/s,升温至380℃,实施例6~7的升温速度为15℃/s,升温至450℃;之后将实施例1~3保温1分钟,实施例4~7保温2分钟,最后淬火至室温后完成实验,所得实施例1~7的性能参数见表6:

表6 本发明实例最终性能参数表

编号	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后延伸率/%	强塑积/MPa%	平均晶粒尺寸/ μm	残余奥氏体含量/%
实例1	1172	1243	32.56	40472	0.65	32.2
实例2	962	1084	34.21	37083	0.903	25.3
实例3	1121	1170	37.15	43465	1.12	28.5
实例4	810	940	37.21	34977	0.420	21.2
实例5	978	1056	35.34	37319	1.20	23.5
实例6	1035	1210	28.35	34303	1.16	33.3
实例7	1150	1280	24.10	30848	1.06	27.7

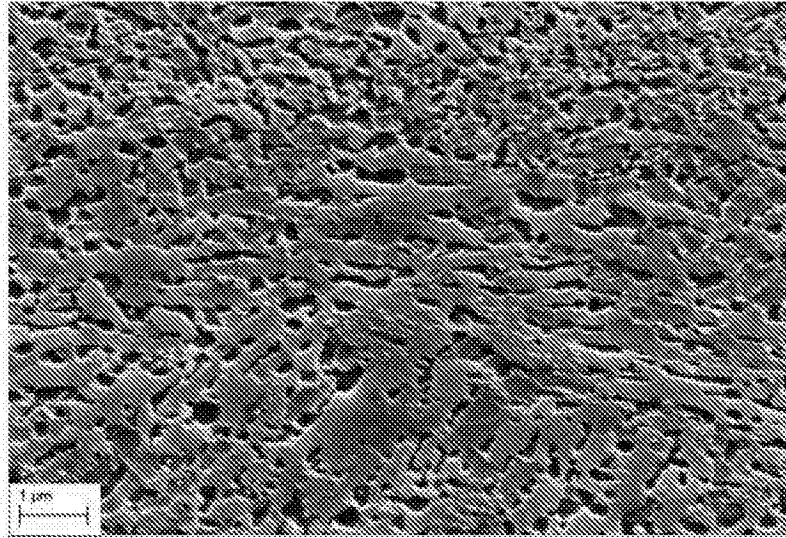


图1

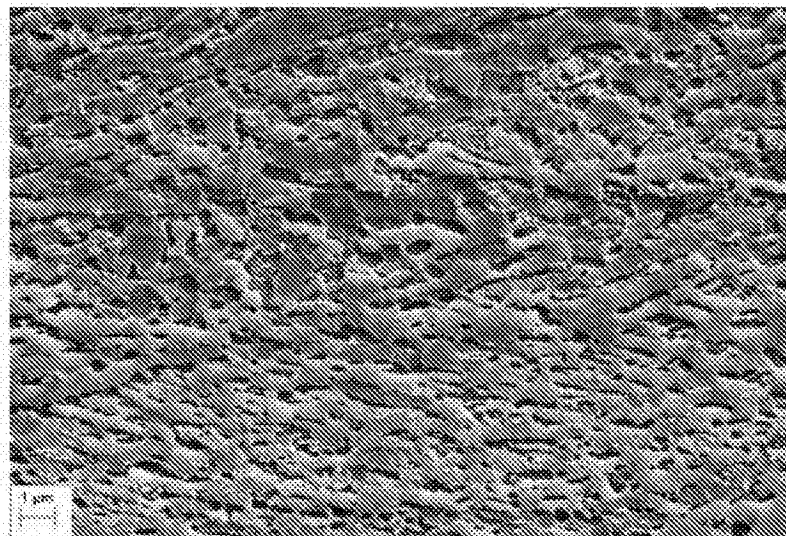


图2

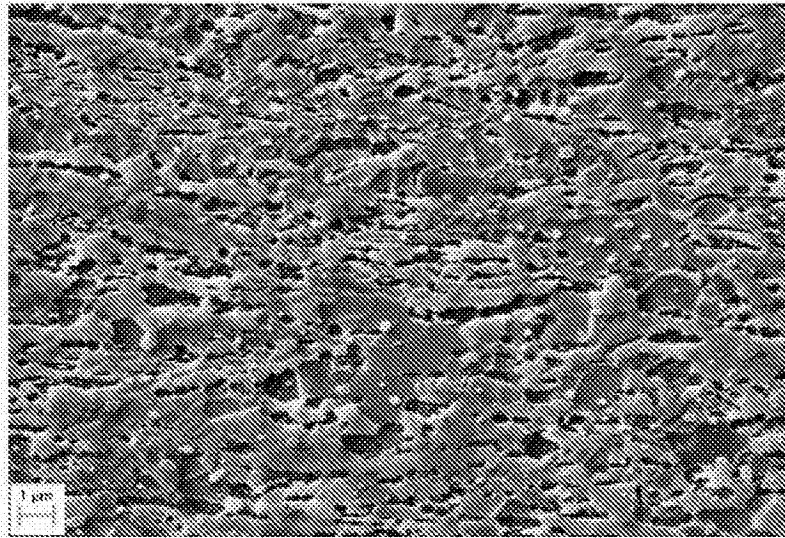


图3

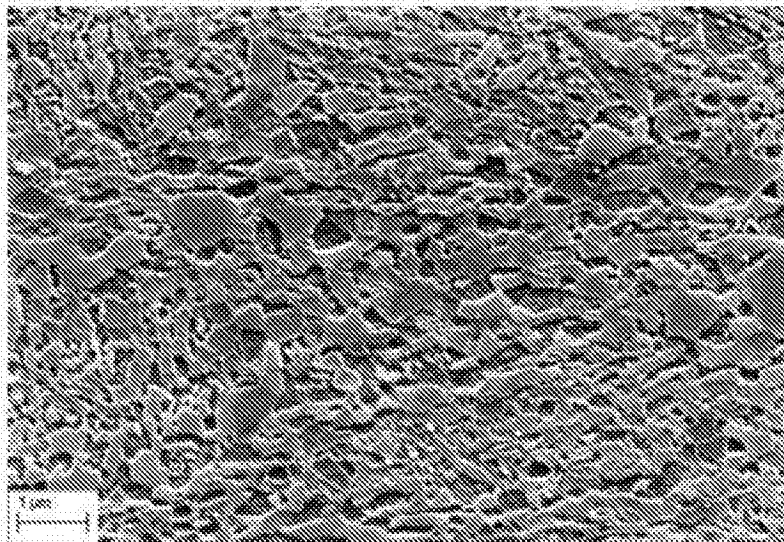


图4

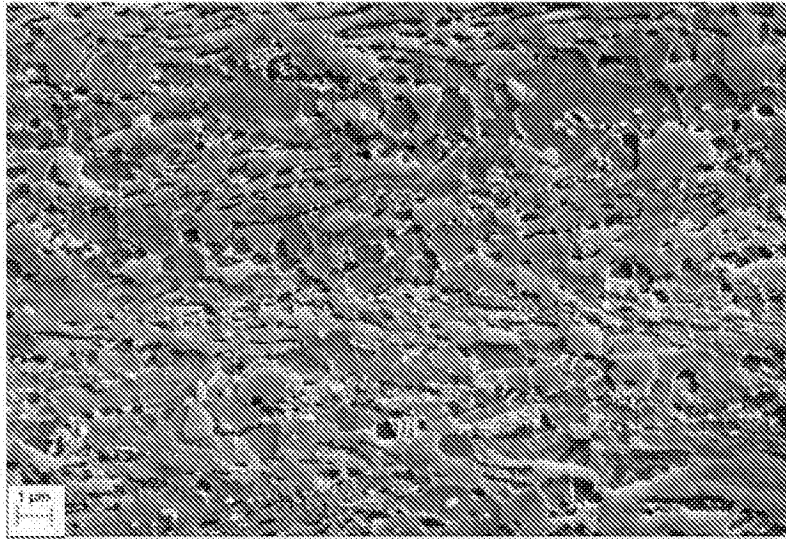


图5

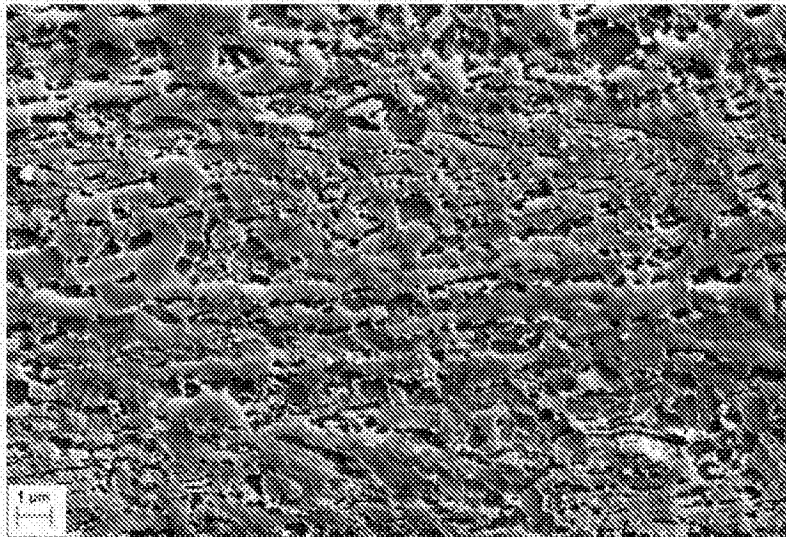


图6

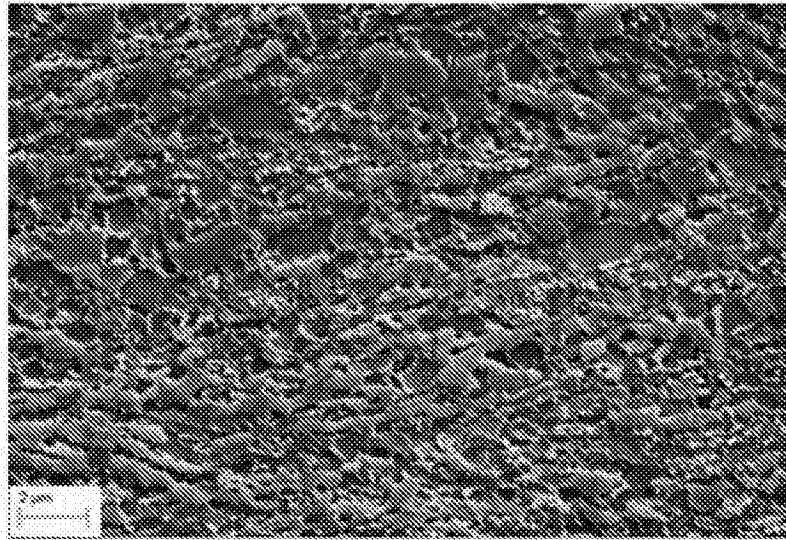


图7