(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 110408861 B
(45)授权公告日 2021.07.23

(21)申请号 201910679921.8
(22)申请日 2019.07.26
(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 110408861 A
(43)申请公布日 2019.11.05
(73)专利权人 首钢集团有限公司
地址 100041 北京市石景山区石景山路68号
(72)发明人 阳锋 韩赟 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.
C22C 38/58(2006.01)
C22C 38/38(2006.01)
C22C 38/34(2006.01)
C22C 38/18(2006.01)
C22C 38/08(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/04(2006.01)
C22C 38/02(2006.01)
C21D 8/02(2006.01)
审查员 刘彪

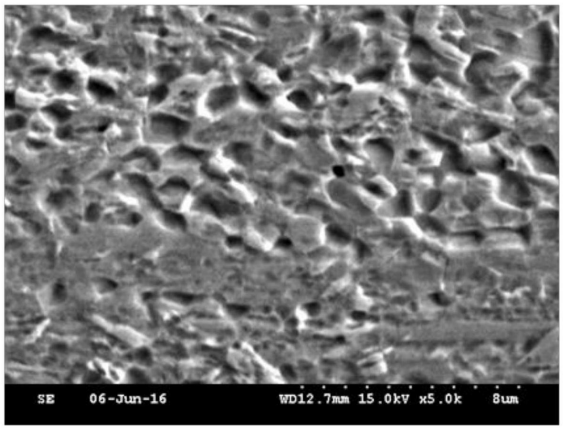
权利要求书1页 说明书5页 附图1页

(54)发明名称

一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢及其制备方法

(57)摘要

本发明提供了一种具较低锰含量的冷轧高强塑积中锰钢及其制备方法，其化学成分重量百分比分别为：C：0.15-0.6%，Mn：3.0-6.0%，Al：1.0-3.0%，Si：0.0-2.0%，Cr：0～5.0%，Ni：0～2.0%，余量为Fe及不可避免的杂质。冷轧高强塑积中锰钢的制备包括以下步骤：钢水经过转炉冶炼后采用连铸方式获得连铸坯，所述连铸坯经加热炉加热后热轧获得热轧板卷，热轧卷经罩式炉软化退火后冷轧得到冷硬带钢，所述冷硬带钢经过连续退火处理后得到冷轧高强塑积中锰钢成品。本发明使冷轧中锰钢在保证良好韧性的前提下同时具有较高的强塑积，具有良好的实际应用意义。



CN 110408861 B

1.一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢，其特征在于：化学成分包括：以重量百分比计，C:0.15-0.6%,3.0%＜Mn≤5.0%,Al:1.0-3.0%,Si:0-2.0%,2.0%＜Cr≤5.0%,Ni:0-2.0%,余量为Fe及不可避免的杂质；所述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法包括：

S1、钢液连铸生产铸坯或模铸生产铸锭；

S2、将步骤S1所得铸坯或铸锭开坯后进行热轧，轧后卷取空冷至室温；

S3、将步骤S2所得热轧板或卷板进行软化退火，随后冷却至室温；

S4、将步骤S3所得退火板酸洗后进行冷轧；

S5、将步骤S4所得冷轧板进行退火处理得冷轧高强塑积中锰钢，退火温度700-900℃，在所述退火温度范围内保温1-5min。

2.如权利要求1所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢，其特征在于：所述化学成分还包括V、Nb、Ti、Cu、B、Mo、Zr、W、Co或Re中的一种或多种。

3.权利要求1所述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，步骤包括：

S1、钢液连铸生产铸坯或模铸生产铸锭，所述钢液 化学成分包括：以重量百分比计，C:0.15-0.6%,3.0%＜Mn≤5.0%,Al:1.0-3.0%,Si:0-2.0%,2.0%＜Cr≤5.0%,Ni:0-2.0%,余量为Fe及不可避免的杂质；

S2、将步骤S1所得铸坯或铸锭开坯后进行热轧，轧后卷取空冷至室温；

S3、将步骤S2所得热轧板或卷板进行软化退火，随后冷却至室温；

S4、将步骤S3所得退火板酸洗后进行冷轧；

S5、将步骤S4所得冷轧板进行退火处理得冷轧高强塑积中锰钢，退火温度700-900℃，在所述退火温度范围内保温1-5min。

4.如权利要求3所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，其特征在于：步骤S2中，所述热轧工艺包括：将钢坯加热至1150-1250℃，均热时间1.5-2.5h，经多道次热轧成厚度为2-6mm的薄板。

5.如权利要求4所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，其特征在于：步骤S2中，所述多道次热轧的终轧温度不低于820℃。

6.如权利要求3所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，其特征在于：步骤S3中，所述软化退火在罩式炉中进行，工艺包括：在660~740℃内保温1~30h。

7.如权利要求3所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，其特征在于：步骤S4中，所述冷轧的压下量为20-80%。

8.如权利要求3所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，其特征在于：步骤S5中，在所述退火温度范围内保温1~5min。

9.如权利要求8所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，其特征在于：步骤S5中，所述冷轧板在连续退火线或热镀锌线上进行退火处理。

10.如权利要求3所述的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，其特征在于：步骤S5中，所得冷轧高强塑积中锰钢的抗拉强度800~1200MPa，屈服强度≥600MPa，延伸率45~70%，强塑积≥67GPa%。

一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于汽车用钢技术领域，具体涉及一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢及其制备方法。

背景技术

[0002] 随着汽车行业对节能减排及碰撞安全性要求的逐渐提高，具高强塑积的汽车用中锰钢越来越成为人们关注的焦点。在准静态拉伸条件下，冷轧中锰钢的强塑积最高可达80GPa·%左右。经临界区退火后，中锰钢主要由细小的铁素体和亚稳奥氏体组成，其中铁素体的含C量很低，其化学成分类似于Fe-Mn合金。Fe-Mn合金有脆化的倾向，合金中的晶界Mn浓度越高，Fe-Mn合金越容易产生沿晶脆性断裂。晶界Mn浓度主要受两个因素的影响，一是基体Mn含量，二是热处理工艺。如果基体Mn含量越高，则晶界Mn浓度也越高；如果奥氏体化后冷速越慢，则冷却过程中Mn越容易朝铁素体晶界偏聚，也会导致铁素体晶界浓度偏高。目前关于中锰钢的专利中，大家普遍关注的是如何通过调整合金成分或热处理工艺来获得更高的强塑积，还没有人考察Mn含量对中锰钢中铁素体韧性的影响。

发明内容

[0003] 有鉴于此，本发明提供了一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢及其制备方法，在较低Mn含量的前提下，合理设计冷轧中锰钢中的C、Al等元素含量，在保证冷轧中锰钢具良好韧性的前提下获得高强塑积的冷轧中锰钢。

[0004] 本发明第一方面提供了一具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢，室温组织为细小铁素体+亚稳奥氏体双相组织，亚稳奥氏体体积分数介于15%～60%之间，且所述亚稳奥氏体尺寸小于1μm，所述细小铁素体尺寸不大于5μm。化学成分包括：以重量百分比计，C：0.15-0.6%，Mn：3.0-6.0%，Al：1.0-3.0%，Si：0-2.0%，Cr：0-5.0%，Ni：0-2.0%，余量为Fe及不可避免的杂质。

[0005] 上述主要合金元素作用和限定范围详细说明如下：

[0006] 锰Mn：主要的奥氏体化元素，含量至关重要，含量过高的话会脆化基体。研究表明，Fe-Mn合金中Mn含量为7%(质量百分数，下同)时，合金经奥氏体化且以任意冷速冷至室温后，由于晶界Mn浓度偏高，在-40℃条件下进行冲击实验时Fe-Mn合金都呈脆性断裂。当基体Mn含量降为5%后，奥氏体化后以淬火或者空冷方式冷至室温后，-40℃时Fe-Mn合金呈韧性断裂；而以炉冷方式冷至室温后，由于在缓冷过程促进了Mn朝晶界偏聚，故Fe-Mn合金呈脆性断裂。因此，中锰钢中的Mn含量不能太高，否则会导致组成相之一的铁素体变脆，从而导致中锰钢也有脆化的风险。经理论计算和实验测定，Mn含量应控制在3.0-6.0%。

[0007] 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0.15-0.6%。

[0008] 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，铝一方面扩大了两相区，使可选择的退火温度范围扩大；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，否则会导致连铸生产困难且易产生粗大的delta铁素体，于抗拉强度不利。本发明选择将铝含量控制在1.0-3.0％。

[0009] 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0-2.0％。

[0010] 铬Cr：铬元素能一定程度的抑制碳化物的析出，同时还能提高基体的耐蚀性能。铬的添加量视使用场合而定，本发明采用铬含量为0-5.0％。

[0011] 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0-2.0％。

[0012] 优选的，在上述化学成分的基础上，添加一种或多种合金成分，均可获得相似的力学性能。即所述化学成分还包括以下一种或多种合金成分：V、Nb、Ti、Cu、B、Mo、Zr、W、Co或Re。

[0013] 本发明第二方面提供了上述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，步骤包括：

[0014] S1、钢液连铸生产铸坯或模铸生产铸锭，所述钢水化学成分包括：以重量百分比计，C：0.15-0.6％，Mn：3.0-6.0％，Al：1.0-3.0％，Si：0-2.0％，Cr：0-5.0％，Ni：0-2.0％，余量为Fe及不可避免的杂质；

[0015] S2、将步骤S1所得铸坯或铸锭开坯后进行热轧，轧后卷取空冷至室温；

[0016] S3、将步骤S2所得热轧板或卷板进行软化退火，随后冷却至室温；

[0017] S4、将步骤S3所得退火板酸洗后进行冷轧；

[0018] S5、将步骤S4所得冷轧板进行退火处理得冷轧高强塑积中锰钢，退火温度700-900℃。

[0019] 基于前述化学成分的合理设计，本发明进一步通过制备工艺设计，包括冶炼、连铸、热轧、软化退火、冷轧、连续退火或热镀锌工艺，特别是退火工艺设计，使冷轧中锰钢中有大量的、稳定性适中的的亚稳奥氏体，在变形过程中会持续产生TRIP或TWIP效应，最终获得具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢。

[0020] 优选的，步骤S2中，所述热轧工艺包括：将钢坯加热至1150-1250℃，均热时间1.5-2.5h，经多道次热轧成厚度为2-6mm的薄板。

[0021] 更加优选的，步骤S2中，所述多道次热轧的终轧温度不低于820℃。

[0022] 优选的，步骤S3中，所述软化退火在罩式炉中进行，工艺包括：在660～740℃内保温1～30h。

[0023] 优选的，步骤S4中，所述冷轧的压下量为20-80％。

[0024] 优选的，步骤S5中，在所述退火温度范围内保温1～5min。中锰钢在连续退火过程中，由于均热时间很短，铁素体中的Mn没有充足的时间扩散至奥氏体中，最终铁素体中的Mn含量与中锰钢基体的Mn含量接近。因此，经本方法连续退火处理的中锰钢，其基体的Mn含量

需严格控制。

[0025] 更加优选的，步骤S5中，所述冷轧板在连续退火线或热镀锌线上进行退火处理。

[0026] 优选的，步骤S5中，所得冷轧高强塑积中锰钢的抗拉强度800～1200MPa，屈服强度≥600MPa，延伸率45～70％，强塑积≥67GPa％。

[0027] 与现有技术相比，本发明具有以下优点：本发明通过减少冷轧中锰钢基体Mn含量、合理设计C、Al等元素含量，配合退火工艺，使冷轧中锰钢中有大量的、稳定性适中的的亚稳奥氏体，在变形过程中会持续产生TRIP或TWIP效应，在降低中锰钢脆化风险的前提下获得了高强塑积的冷轧中锰钢，具有良好的实际应用意义，所得冷轧中锰钢的抗拉强度可达800～1200MPa，延伸率45～70％，强塑积最高可达约70GPa％。

附图说明

[0028] 附图1为本发明实施例1中所述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的组织扫描电镜图。

[0029] 附图2为本发明实施例1中所述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的工程应力-应变曲线。

具体实施方式

[0030] 为了便于理解本发明，下文将结合实施例对本发明作更全面、细致地描述，但本发明的保护范围并不限于以下具体的实施例。

[0031] 除非另有定义，下文中所使用的所有专业术语与本领域技术人员通常理解的含义相同。本文中所使用的专业术语只是为了描述具体实施例的目的，并不是旨在限制本发明的保护范围。例如，室温可以是指10～35℃区间内的温度。

[0032] 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。

[0033] 本发明第一方面提供了一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢，化学成分包括：以重量百分比计，C：0.15-0.6％，Mn：3.0-6.0％，Al：1.0-3.0％，Si：0-2.0％，Cr：0-5.0％，Ni：0-2.0％，余量为Fe及不可避免的杂质。上述化学成分中还可以包括以下一种或多种合金成分：V、Nb、Ti、Cu、B、Mo、Zr、W、Co或Re。

[0034] 本发明第二方面提供了上述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，步骤包括：

[0035] S1、钢液连铸生产铸坯或模铸生产铸锭，所述钢水化学成分包括：以重量百分比计，C：0.15-0.6％，Mn：3.0-6.0％，Al：1.0-3.0％，Si：0-2.0％，Cr：0-5.0％，Ni：0-2.0％，余量为Fe及不可避免的杂质；

[0036] S2、将步骤S1所得铸坯或铸锭开坯后进行热轧，所述热轧工艺包括：将钢坯加热至1150-1250℃，均热时间1.5-2.5h，经多道次热轧成厚度为2-6mm的薄板，所述多道次热轧的终轧温度不低于820℃，轧后卷取空冷至室温；

[0037] S3、将步骤S2所得热轧板或卷板放入罩式炉中进行软化退火，软化退火工艺包括：在660～740℃内保温1～30h，随后冷却至室温；

[0038] S4、将步骤S3所得退火板酸洗后进行冷轧，压下量为20-80％；

[0039] S5、将步骤S4所得冷轧板在连续退火线或热镀锌线上进行退火处理得冷轧高强塑积中锰钢，退火温度700-900℃，在所述退火温度范围内保温1～5min，所得冷轧高强塑积中锰钢的抗拉强度800～1200MPa，屈服强度≥600MPa，延伸率45～70％，强塑积≥67GPa％。

[0040] 下面将结合具体实施例对本申请提供的具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢及其制备方法进行详细说明。

[0041] 实施例1

[0042] 本实施例提供了一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢，化学成分为，以重量百分比计，C:0.45％，Mn:5.0％，Al:2.0％，Si:0.3％，Cr:0.7％，Ni:0.4％，余量为Fe及不可避免的杂质。

[0043] 上述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，步骤包括：

[0044] 将钢坯加热至1200℃，均热时间2h左右，经多道次热轧至厚度为4mm厚的钢板，终轧温度820℃，随后卷取并空冷至室温。

[0045] 将热轧钢卷放入罩式加热炉中进行软化退火，在700℃下保温20h，随后冷却至室温。

[0046] 将热轧退火板酸洗后进行冷轧，冷轧压下量为70％。

[0047] 将冷轧板放入连续退火模拟机中模拟连续退火工艺或热镀锌工艺，退火温度为820℃，保温时间为2min，得冷轧高强塑积中锰钢，其组织扫描电镜图如附图1所示。

[0048] 根据GB/T228-2002“金属材料室温拉伸试验方法”将退火后的冷轧中锰钢加工成标准拉伸样，按试验标准进行准静态拉伸。力学性能结果如表1所示，典型的拉伸曲线如图2所示。

[0049] 表1具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的力学性能

[0050]

屈服强度(MPa)	抗拉强度(MPa)	总延伸率(％)	强塑积(GPa·％)
791	1061	63	67

[0051] 实施例2

[0052] 本实施例提供了一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢，化学成分为，以重量百分比计，C:0.21％，Mn:3.0％，Al:1.2％，Si:1.5％，Cr:2.0％，Ni:0.8％，V:0.5％，B:0.5％，余量为Fe及不可避免的杂质。

[0053] 上述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，步骤包括：

[0054] 将钢坯加热至1200℃，均热时间2h左右，经多道次热轧至厚度为5mm厚的钢板，终轧温度825℃，随后卷取并空冷至室温。

[0055] 将热轧钢卷放入罩式加热炉中进行软化退火，在670℃下保温24h，随后冷却至室温。

[0056] 将热轧退火板酸洗后进行冷轧，冷轧压下量为50％。

[0057] 将冷轧板放入连续退火模拟机中模拟连续退火工艺或热镀锌工艺，退火温度为820℃，保温时间为4min，得冷轧高强塑积中锰钢，其力学性能与实施例1基本一致。

[0058] 实施例3

[0059] 本实施例提供了一种具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢，化学成分为，以重量百分比计，C:0.3％，Mn:4.0％，Al:2.7％，Si:0.5％，Cr:3.0％，Ni:1.5％，W:1.0％，余量为Fe及不可避免的杂质。

[0060] 上述具较低Mn含量的冷轧高强塑积中锰钢的制备方法，步骤包括：

[0061] 将钢坯加热至1190℃，均热时间2h左右，经多道次热轧至厚度为5mm厚的钢板，终轧温度840℃，随后卷取并空冷至室温。

[0062] 将热轧钢卷放入罩式加热炉中进行软化退火，在720℃下保温10h，随后冷却至室温。

[0063] 将热轧退火板酸洗后进行冷轧，冷轧压下量为30％。

[0064] 将冷轧板放入连续退火模拟机中模拟连续退火工艺或热镀锌工艺，退火温度为820℃，保温时间为3min，得冷轧高强塑积中锰钢，其力学性能与实施例1基本一致。

[0065] 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。

[0066] 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。

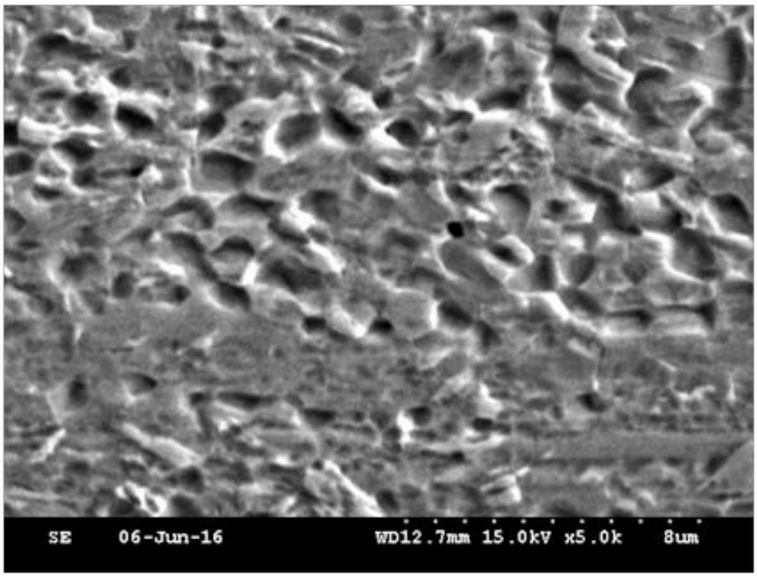

SE 06-Jun-16 WD12.7mm 15.0kV x5.0k 8um

图1

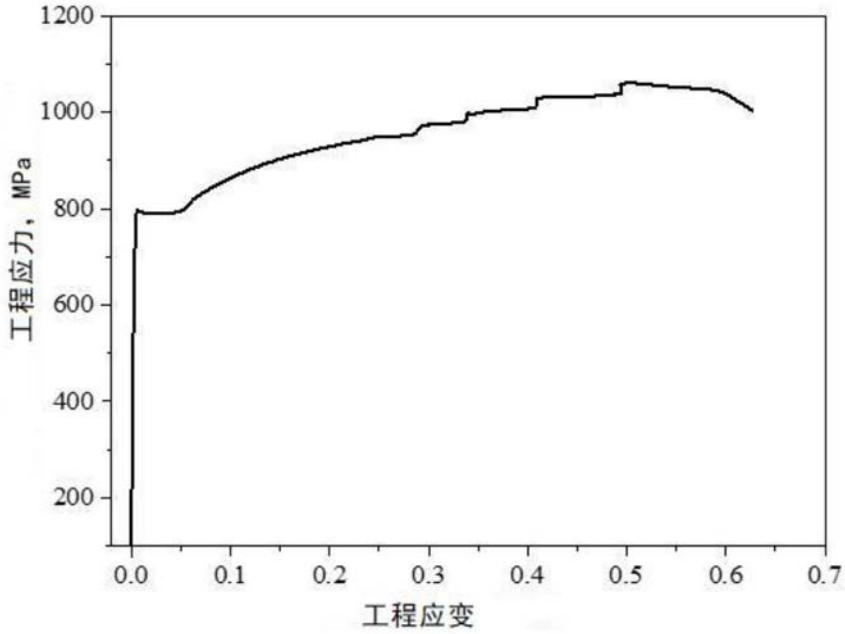

1200
1000
800
600
400
200
工程应力，MPa
0.0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
工程应变

图2