

40CrNiMoA 钢不同微观组织超声疲劳寿命研究

Ultrasonic Fatigue Lives of 40CrNiMoA Steel with
Different Microstructures

邵红红, 蒋小燕, 张道军

(江苏大学 材料学院, 江苏 镇江 212013)

SHAO Hong-hong, JIANG Xiao-yan, ZHANG Dao-jun

(School of Material Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China)

摘要: 应用超声疲劳试验技术, 对三种不同微观组织状态的 40CrNiMoA 钢在超声振动载荷($f = 20\text{kHz}$, $R = -1$) 下的疲劳性能进行测试分析。结果表明: 在超声振动条件下, 具有强韧配合的微观组织超声疲劳寿命得到显著提高; 不同微观组织的 40CrNiMoA 具有两种类型的 S-N 曲线: 持续下降型和阶梯下降型, 试样在 10^7 以上仍会发生疲劳断裂。扫描电镜对疲劳断口的分析表明: 在超声疲劳载荷循环下, 疲劳裂纹起源于试样表面。初步探讨了超高周疲劳断裂机理。

关键词: 超声疲劳; S-N 曲线; 微观组织; 40CrNiMoA 钢; 疲劳裂纹源; 断裂机理

中图分类号: TG113.25 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2008)05-0024-05

Abstract: Fatigue lives of 40CrNiMoA steel with different microstructures were studied by the ultrasonic fatigue technique at 20kHz and $R = -1$. The results showed that the ultrasonic fatigue life of the specimen with microstructure of combined high strength and good toughness had higher fatigue life under ultrasonic vibration. Different microstructure of 40CrNiMoA had two types of S-N curves, stepwise and continually decreasing curves, and the specimen would be failing over 10^7 stress cycles. SEM fractograph of the fatigue specimens showed that, under ultrasonic vibration conditions, fatigue crack initiated at the surface of the specimens. The fracture mechanism of the super high cycle fatigue was discussed.

Key words: ultrasonic fatigue; S-N curve; microstructure; 40CrNiMoA steel; fatigue crack initiation; fracture mechanism

随着科学应用和工业技术的发展, 在飞行器、汽车、铁路、桥梁、船舶等许多现代工业应用领域中, 零部件的疲劳寿命通常要求在 10^8 循环周次以上, 有时甚至达到 10^{11} , 该阶段的疲劳称为超高周疲劳^[1]。用常规疲劳试验技术(测试频率小于 200Hz)进行超高周疲劳研究需要花费大量的时间和费用, 例如, 完成 10^9 次循环的疲劳试验, 20Hz 的常规疲劳需要 1.6 年^[2], 而要建立一条超高周疲劳阶段的 S-N 曲线几乎是不可能的。超声疲劳试验方法就是一种加速疲劳试验方法, 起源于 20 世纪 50 年代, 其测试频率 20kHz 远远超过了常规疲劳测试频率, 可以测得常规疲劳试验通常不能得到的大于 10^7 周次的超高周疲劳性能, 例如, 完成 10^9 次循环只需 14h^[2], 近二十年来, 该试验方法在欧美等航空大国得到了迅速的发展, 被广泛应用于超高周疲劳性能的研究, 在国际上逐渐成为疲劳研究领域的一个热点。

40CrNiMoA 作为一种优质调质钢, 具有良好的综

合力学性能, 在汽车制造及铁路等领域中应用较广, 本工作应用 20kHz 超声疲劳试验技术, 研究了微观组织状态对 40CrNiMoA 钢超声疲劳寿命的影响, 获得了 10^8 以上的 S-N 曲线。目前国内外学者对超声疲劳性能的研究主要集中于某一材料的某一种组织状态, 且在超高周疲劳断裂的机理方面尚存在着大量工作需要开展, 本工作对比研究同一种材料在不同热处理状态下的超声疲劳性能, 初步探讨了超高周疲劳断裂的机理, 为工作在超高周循环下的部件提供疲劳寿命依据。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料和热处理工艺

40CrNiMoA 钢经电渣重熔后, 锻造成直径为 $\phi 15\text{mm}$ 的圆截面棒材, 然后 860℃油淬, 640℃回火(调质), 再加工成超声疲劳测试样品。为了研究不同组织状态的 40CrNiMoA 超声疲劳寿命, 对超声疲劳

试样进行三种热处理工艺:

No 1: 840℃ 淬火 → 640℃ 回火 → 840℃ 淬火 → 200℃ 回火。

No 2: 840℃ 淬火 → 640℃ 回火 → 840℃ 淬火 → 440℃ 回火。

No 3: 840℃ 淬火 → 640℃ 回火 → 840℃ 淬火 → 640℃ 回火。

在以上热处理工艺中, 每组工艺试样均为 15 个, 且淬火前所有试样的原始组织状态均相同。试样的加热均是在箱式炉中进行, 为防止工件表面氧化, 在表面涂上防氧化保护层, 其牌号为 3160。为了减少淬火后残余应力及开裂倾向, 均采用分级淬火, 淬火介质为混合熔融硝盐, 其组成为 30% KNO₃ + 70% KCl。三种热处理工艺均为正常淬火加热温度, 且采用循环加热淬火, 此工艺可获得细小的奥氏体晶粒, 因为钢经过多次相变重结晶可使晶粒不断细化。通过三种工艺可以研究不同的微观组织对 40CrNiMoA 钢超声疲劳性能的影响。

1.2 超声疲劳试验原理和方法

超声疲劳试验是以外加信号激励试样发生谐振, 在试样中生成谐振波, 沿试样长度方向建立纵向位移和应力-应变场, 从而实现加载^[3]。超声疲劳试验在西南交通大学从法国引进的超声疲劳试验机上进行, 试验载荷为轴向拉压对称循环载荷, 应力比 $R = -1$, 载荷频率 $f = 20\text{kHz}$ (试验系统的振动频率保持在 $20\text{kHz} \pm 0.5\text{kHz}$, 否则系统自动停止)。由于试验的频率很高, 试样的形变速率大, 吸收超声振动能量和材料的内摩擦会使试样发生升温现象, 故在试验过程中用循环水对试样进行冷却。

1.3 超声疲劳试样的设计

试样的设计必须满足超声试验条件, 即满足 20kHz 的谐振和能够达到试验所需的应力水平, 超声疲劳试样的形状及尺寸如图 1。用解析法对试样进行谐振计算, 使试样本身呈第一阶纵向半波长固有振动, 中间截面为位移节面, 应力达到峰值, 两端应力为零, 位移最大(其中试样特征长度值 17mm 是根据其第一阶纵向振动模态的解析解计算得到^[4])。用有限元法对超声疲劳试样进行模态分析, 验证试样的固有频率在 20kHz 左右, 满足谐振条件, 最危险截面为中间截面。

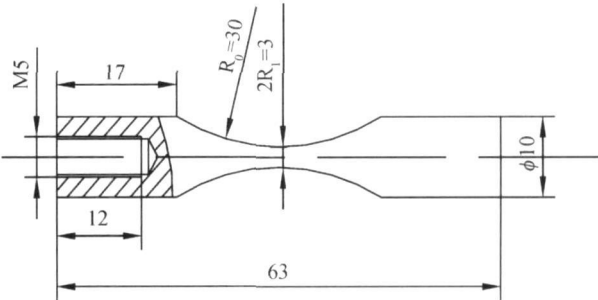


图 1 超声疲劳试样形状及尺寸

Fig. 1 Dimensions of specimen for ultrasonic fatigue test

2 结果与讨论

三种热处理工艺得到的奥氏体晶粒尺寸基本相同, 区别在于最后的回火温度不同, 所得到的最终组织也不同。工艺 No1 的组织为回火马氏体, 工艺 No2 的组织为回火屈氏体, 工艺 No3 的组织为回火索氏体, 显微组织如图 2 所示。

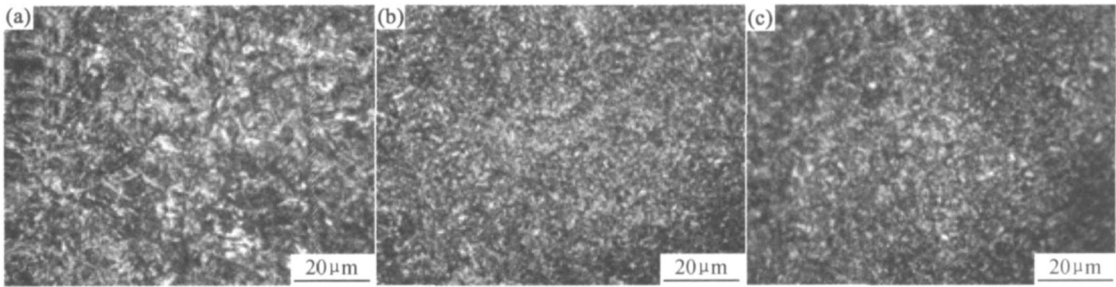


图 2 不同热处理工艺的显微组织 (a) 回火马氏体; (b) 回火屈氏体; (c) 回火索氏体

Fig. 2 Microstructures of different heat treatment processes

(a) tempered martensite; (b) tempered troostite; (c) tempered sorbite

2.1 不同微观组织超声疲劳寿命

三种工艺的疲劳寿命(S-N) 曲线如图 3 所示。从图 3 可以看出, 具有回火屈氏体和回火索氏体组织的试样超声疲劳寿命都高于回火马氏体。虽然 No1 所

获得的回火马氏体组织比 No2, 3 具有更高的强度和硬度, 但是回火马氏体塑性和韧性较回火屈氏体和索氏体差。在高应力区, 回火屈氏体和回火索氏体组织具有相近的疲劳寿命, 在中等应力水平时, 具有回火屈

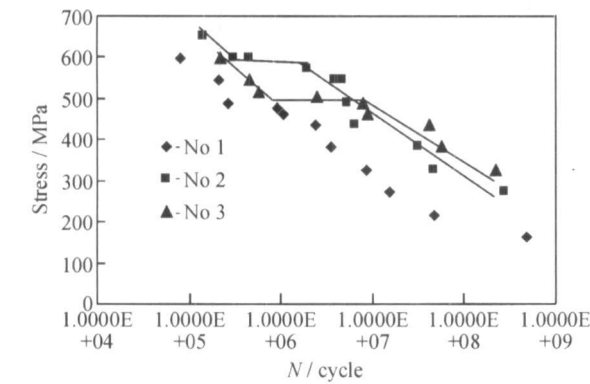


图 3 不同微观组织对超声疲劳寿命的影响

Fig. 3 Effect of microstructures on ultrasonic fatigue life

氏体组织的试样疲劳寿命明显高于回火索氏体,这是因为回火屈氏体组织的试样在中等应力状态下不仅具有较高的强度、硬度与较好的塑性、韧性,而且有良好的弹性,甚至具有弹性峰值,声波在连续介质中传播是以弹性波的方式向前传播,回火屈氏体组织对声能的阻碍作用小,声波能量所受衰减作用小。在低应力水平时,回火索氏体组织试样的疲劳寿命明显优于屈氏体组织试样,因为在低应力高周次的情况下,材料的综合性能对疲劳寿命的影响起主导作用,而回火索氏体组织具有最佳的综合力学性能,即回火索氏体组织为铁素体基体上分布颗粒状渗碳体,组织细小均匀,当声能在材料中传播时,受到的衰减作用小,同时细小均匀的组织对裂纹扩展的阻力大,在循环载荷作用下,开裂倾向小,不会出现局部的薄弱区,所以其疲劳寿命更高。因此对材料的超声疲劳寿命而言,获得强韧配合

的微观组织十分重要。

通过超声疲劳寿命研究发现,具有不同微观组织的 40CrNiMoA 钢都没有传统规范中所谓的疲劳极限 ($10^6 \sim 10^7$ 周后 S-N 曲线出现水平渐进线),在 10^9 循环周次的疲劳强度明显低于 10^7 的疲劳强度,疲劳强度数据对比见表 1。S-N 曲线表现出两种有别于传统规范的 10^7 极限型,即持续下降型 (No 1) 和阶梯下降型 (No 2, 3)。对于阶梯下降型来说,出现平台后 S-N 曲线继续下降。有研究表明^[5]:所有高强度合金钢都在 10^7 周次后继续疲劳破坏,获得的 S-N 曲线也分持续下降型(如 C₇Si 弹簧钢)和阶梯下降型(如 C₇Mo 合金钢)。在这里值得注意的是,本研究结果却是同一种钢不同的微观结构具有两种类型的 S-N 曲线。

表 1 疲劳强度 (MPa)

Table 1 Fatigue strength (MPa)

Heat treatment	20kHz, 10^7	20kHz, 10^9
No 1	305.37	148.81
No 2	448.15	212.82
No 3	473.96	280.89

2.2 超声疲劳断口分析

用 JXA-840A 型扫描电镜分析了三种热处理工艺试样的疲劳断口形貌,确定超声疲劳裂纹萌生位置,观察超声疲劳试样断口的裂纹萌生区,扩展区和最后瞬断区。图 4 为循环周次为 $10^6 \sim 10^8$ 时试样的低倍断口 SEM 形貌。

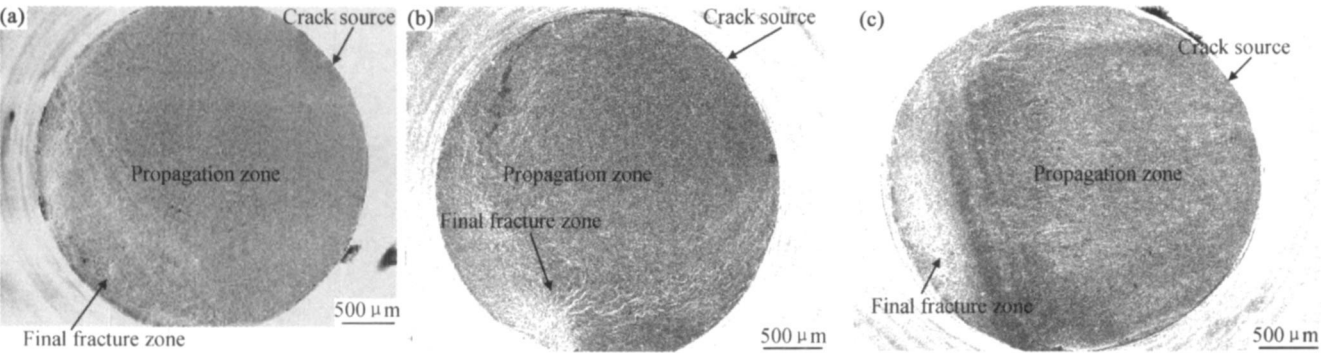


图 4 超声疲劳断口 SEM 形貌 (a) No 1, 200 °C回火, $N = 3.58 \times 10^6$;

(b) No 2, 440 °C回火, $N = 4.65 \times 10^7$; (c) No 3, 640 °C回火, $N = 2.20 \times 10^8$

Fig 4 SEM fractographs of the ultrasonic fatigue specimens (a) No 1, tempered at 200 °C, $N = 3.58 \times 10^6$;

(b) No 2, tempered at 440 °C, $N = 4.65 \times 10^7$; (c) No 3, tempered at 640 °C, $N = 2.20 \times 10^8$

扫描电镜观察结果表明,超声疲劳载荷下,裂纹在试样表面缺陷处萌生,然后向里扩展,最后断裂区所占比例较小,在断口上可以看到清晰的贝纹线。

图 5 是超声疲劳裂纹源断口形貌,从图 5 可以看出裂纹起源于试样的表面,且裂纹源周围没有发现非金属夹杂物,疲劳断口上也没有发现鱼眼,而许多学

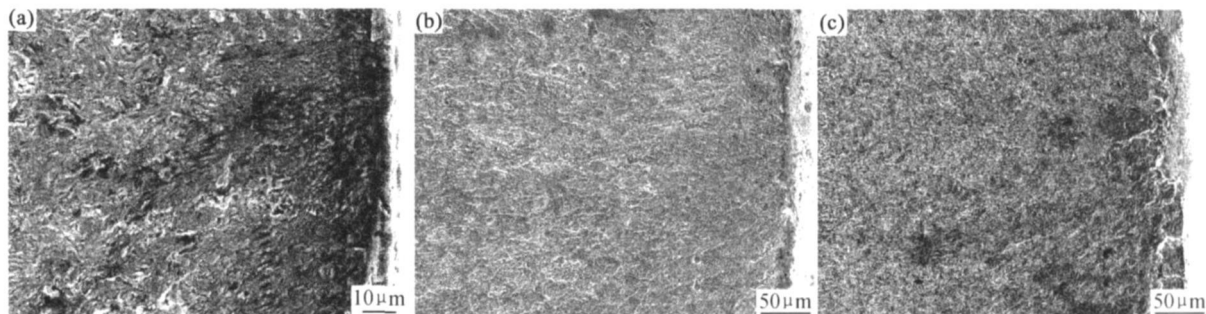


图5 疲劳裂纹萌生行为 (a) No 1, 200℃ 回火; (b) No 2, 440℃ 回火; (c) No 3, 640℃ 回火

Fig. 5 SEM fractographs showing fatigue crack initiation sites for the ultrasonic fatigue specimens

(a) No 1, tempered at 200℃; (b) No 2, tempered at 440℃; (c) No 3, tempered at 640℃

者^[5-8]的研究表明, 超高周疲劳裂纹源易于出现在试样内部, 且一般为较大的非金属夹杂物, 在疲劳断口上形成鱼眼特征。因为在本实验中, 电渣重熔去除了钢中的有害杂质, 使得大颗粒夹杂物数量少, 尺寸较小, 分布均匀^[9], 因此组织均匀的 40CrNiMoA 钢在超声疲劳载荷下, 不可能产生内部夹杂物萌生的疲劳裂纹。Y. Murakami^[10, 11]等研究也表明, 经特殊熔炼、夹杂物尺寸很小轴承钢疲劳裂纹很少起源于夹杂物, 并且疲劳断口上只有当裂纹起源于夹杂物时才会出现鱼眼特征。随着循环周次向超高周推进, 疲劳裂纹源从表面向内部夹杂物处转移的观点是不一定正确的, 当试样内部没有明显夹杂物、空洞等缺陷时, 在超高周循环下, 疲劳裂纹也会从表面处萌生。

2.3 超声疲劳断裂机理探讨

材料在低应力、超高周疲劳时进行的是弹性变形, 但是当外力作用于多晶体时, 由于晶体的各向异性, 位向不同的各个晶粒所受应力是不一致的, 尽管材料总体表现为弹性变形, 但部分承受应力集中的晶粒会产生塑性变形, 即在微观尺度范围内, 晶粒之间、每个晶粒内部的变形是不均匀的。图6为回火索氏体组织在 8.9×10^8 周次循环后断裂的疲劳试样TEM照片, 从图6a可以看出中间的一个晶粒非常光滑, 没有任何形变的特征, 而相邻的晶粒由于形变, 晶粒内部呈现不均匀的位错分布; 图6b下半部分的一个晶粒内部存在一些高位错密度及低位错密度区域, 形成了胞状亚结构, 而相邻的晶粒内部没有位错。可以推想在超高周疲劳中, 随着循环周次的进一步加大, 塑性应变的不均匀性将更加明显。虽然这种应变比驻留滑移带中的局部应变要小很多, 但是每一循环仍会造成不可逆的应变, 经过足够长的周次后, 最终的疲劳失效仍会发生。

本实验中, 不同微观组织的 40CrNiMoA 超高周疲劳裂纹均在表面起裂, 一方面因为试样内部夹杂物

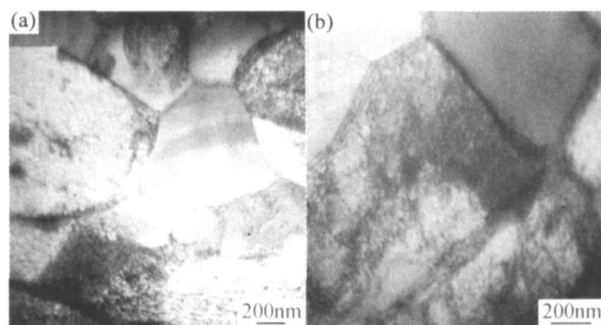


图6 不同晶粒变形的不均匀性

Fig. 6 Inhomogeneous deformations between grains

较小、较少; 另一方面因为试样表面留有机加工刀痕或其他因素产生应力集中, 在低应力循环下, 更易在表面应力集中处产生不可逆应变, 经过超高周循环后发生疲劳断裂, 裂纹起源于试样表面缺陷处。

40CrNiMoA 钢微观组织形变能力不同导致 S-N 曲线出现阶梯下降型和连续下降型, 回火屈氏体 (No2) 和回火索氏体组织 (No3) 具有良好的塑性和韧性 (尤其是回火索氏体), 所以具有较好的形变能力, 在经过一定周次的循环后材料会产生形变强化, 从而抑制了疲劳裂纹的萌生和扩展, 此时 S-N 曲线出现水平台阶, 由于回火索氏体组织的塑性和韧性比回火屈氏体的好, 所以应变幅度较大, 表现为水平台阶较长。当形变强化达到一定程度后, 位错塞积产生较大的应力集中, 导致疲劳裂纹萌生, S-N 曲线继续下降。回火马氏体 (No1) 具有较高的强度, 但塑性和韧性较差, 在循环载荷作用下, 很难引起基体的形变强化, S-N 曲线不出现水平台阶而呈现连续下降的特征。

3 结论

(1) 40CrNiMoA 钢回火索氏体和回火屈氏体的疲劳寿命均高于回火马氏体, 在中等应力水平下, 回火

屈氏体疲劳寿命最高,在低应力水平下,回火索氏体的疲劳寿命高于回火屈氏体。

(2) 三种不同微观组织的 40CrNiMoA 钢的超声疲劳 S-N 曲线具有两种类型:持续下降型和阶梯下降型,并不存在传统的疲劳极限,在 10^7 以上仍会发生疲劳断裂。

(3) 超声疲劳载荷下,裂纹在试样表面缺陷处萌生,然后向里扩展,最后断裂区所占比例较小。因为在微观尺度范围内,各晶粒的变形是不均匀的,表面部分承受应力集中的晶粒会产生塑性应变,这样每一循环造成的不可逆应变,经过足够长的周次后会萌生疲劳裂纹而导致工件疲劳失效。

(4) 对于表面萌生裂纹的试样而言,导致 S-N 曲线出现阶梯下降型和连续下降型的原因是由于不同的微观组织形变能力不同。在循环载荷作用下,能产生形变强化的组织, S-N 曲线会出现水平台阶,即呈现阶梯下降型特征,否则 S-N 曲线为连续下降型。

参考文献

- [1] 周承恩,洪友士. GCr15 钢高周疲劳行为的实验研究[J]. 机械强度, 2004, 26(5): 157- 160.
- [2] 闫桂玲,王弘,高庆. 超声疲劳试验方法及其应用[J]. 力学与实践, 2004, 26: 25- 29.

- [3] 陶华. 超声疲劳研究[J]. 航空学报, 1998, 19(2): 228- 231.
- [4] 邵红红,陈光. 合金钢超声工具头超声疲劳寿命研究[J]. 农业机械学报, 2004, 35(16): 185- 188.
- [5] 王清远. 超声加速疲劳实验研究[J]. 四川大学学报(工程科学版), 2002, 34(3): 6- 11.
- [6] BATHIAS C. There is no infinite life in metallic materials[J]. Fatigue Fract& Enging& Mater& Struct, 1999, 22: 559- 565.
- [7] 周承恩,谢季佳,洪友士. 超高周疲劳研究现状及展望[J]. 机械强度, 2004, 26(5): 526- 533.
- [8] NISHIJIMA S, KANAZAWA K. Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue[J]. Fatigue Fract& Enging& Mater& Struct, 1999, 22: 601- 607.
- [9] 方进河. 电渣重熔的冶金质量[J]. 湖南冶金, 2002, (5): 35- 39.
- [10] MURAKAMI Y, NOMOTO T, UEDA T. On the mechanism of fatigue in the superlong life regime($N > 10^7$ cycles) [J]. Fatigue Fract& Enging& Mater& Struct, 2000, 23: 893- 910.
- [11] MURAKAMI Y, NOMOTO T, UEDA T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels[J]. Fatigue Fract& Enging& Mater& Struct, 1999, 22: 581- 590.

收稿日期: 2007-03-30; 修订日期: 2007-08-27

作者简介: 邵红红(1959—), 女, 教授, 博士生, 主要从事材料表面改性和金属材料强韧化研究, 联系地址: 江苏省镇江市江苏大学材料学院。E-mail: canny588. student@sina.com

(上接第 23 页)

3 结论

(1) 铌-钛复合微合金 CSP 工艺生产的 X60 管线钢无混晶组织, 具有均匀的拉伸性能和优良的断裂韧性; 较低含量的 Mn, P 提高了抗腐蚀性能。

(2) 高频焊控制管后, 焊缝组织为多边形铁素体和珠光体, 适量的 Cu, Ti 元素添加降低了高频电阻焊缝的沟状腐蚀程度。

参考文献

- [1] 王祖滨,付俊岩. HSLA 钢冶金工艺技术的进展[J]. 特殊钢, 2006, 27(2): 1- 5.
- [2] 苏世怀,何宜柱,胡学文,等. CSP 流程钒氮微合金化 X60 钢的强化机理[J]. 钢铁, 2006, 41(9): 73- 77.

- [3] 刘清友,毛新平,林振源,等. CSP 流程 V-N 微合金钢冶金学特征研究[J]. 钢铁, 2005, 40(12): 64- 68.
- [4] 闫波,孙丽钢,董瑞峰,等. 包钢 CSP 生产 X60 管线用热轧钢带的组织性能研究[J]. 轧钢, 2006, 23(5): 5- 7.
- [5] 苏东,庄汉洲,高吉祥,等. EAF-CSP 流程铌微合金化管线钢的连铸工艺[J]. 连铸, 2006, (4): 8- 10.
- [6] 周琦,季根顺,张建斌,等. 管线钢中的硫化夹杂物与氢致开裂[J]. 材料工程, 2002, (9): 37- 46.
- [7] 高惠临. 管线钢——组织性能 焊接行为[M]. 西安: 陕西科学技术出版社, 1995. 151- 153.

收稿日期: 2007-07-27; 修订日期: 2008-01-29

作者简介: 何小东(1970—), 男, 硕士, 工程师, 主要从事石油管材焊接工艺研究及质量监督检验, 联系地址: 西安市电子二路 32 号中国石油天然气集团公司管材研究所(710065)。E-mail: hexd@tgrc.org