

Si、Mn 元素对 ZG06Cr13Ni4Mo 组织及性能的影响研究

徐芳¹, 宋蕾², 王宇², 高云保², 赵岭², 陈瑞², 曹衡², 王增睿²

(1. 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁沈阳 110850; 2. 高端装备铸造技术全国重点实验室, 辽宁沈阳 110022)

摘要: 以ZG06Cr13Ni4Mo低碳马氏体不锈钢为原料, 设计不同Si、Mn元素添加量, 通过微观组织及力学性能检测, 探究Si、Mn元素对该材料组织及力学性能的影响及作用机制, 为超高水头水轮机用高强低碳马氏体不锈钢的制备及工程应用提供理论参考。试验结果表明: Si添加量为1.1wt%时, 材料的强韧性最佳, 力学性能指标为: $R_m=850$ MPa, $R_{p0.2}=608$ MPa, $A=19.5\%$, $Z=59\%$, $A_{kv}=73$ J; 添加Mn元素可以在一定程度上提升ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢的抗拉强度, 材料的屈服强度会有所下降。Mn添加量为1.0wt%时, 材料的强韧性最佳, 力学性能指标为: $R_m=845$ MPa, $R_{p0.2}=546$ MPa, $A=19\%$, $Z=64\%$, $A_{kv}=105$ J。

关键词: 马氏体不锈钢; 合金强化; 显微组织; 力学性能

作者简介:

徐芳(1982-), 女, 工程师, 主要从事航空装备生产制造及材料工艺研究等工作。E-mail: 109043505@qq.com

通讯作者:

王增睿, 男, 博士。电话: 13500745757, E-mail: wangzr_srif@foxmail.com

中图分类号: TG249

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)02-0167-07

基金项目:

国家自然科学基金面上项目(52175352); “兴辽英才计划”项目(XLYC2008036); 沈阳市中青年科技创新人才支持项目(RC220429)。

收稿日期:

2023-12-27 收到初稿,
2024-01-02 收到修订稿。

ZG06Cr13Ni4Mo为低碳马氏体不锈钢, 对应美国ASTM标准中的CA6NM, 是在1Cr13、2Cr13不锈钢基础上发展而来^[1-2], 因其具有良好的强韧性、优良的耐腐蚀性能及良好的可焊性, 成为了制造水轮机过流部件的首选材料^[3-5]。ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢的主要强韧化机理为借助合金元素在低碳马氏体不锈钢中的溶解与析出, 结合适当的热处理获得的超细马氏体板条、纳米级逆变奥氏体以及微米甚至纳米级的第二相, 使ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢兼具高强度与高韧性^[6-11]。研究指出, Si、Mn元素的加入对低碳马氏体不锈钢的组织性能影响作用显著^[12]。

Miyamoto等人^[13]通过扫描电镜、透射电镜和三维原子探针研究了添加Mn和Si对马氏体中渗碳体生长速率的影响, 发现Si、Mn可有效降低碳化物的形成驱动力, 并且在高温回火过程中Mn对碳化物的细化作用更显著。Kim等人^[14]通过一系列Q&P热处理探究了碳配分阶段Si对奥氏体稳定性的影响, 发现Si在碳配分过程中对奥氏体的稳定起着积极的作用。Miettunen等人^[15-16]通过研究不同Si含量对Q&P过程中奥氏体分解、相变和碳化物析出的影响, 结果表明, Si含量较高时(1.5wt%)可提高奥氏体稳定性, 并能抑制碳化物的析出。尽管前人对Si、Mn元素对不锈钢组织作用进行了研究, 但Si、Mn元素在ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢中的作用机理尚为欠缺。本文通过以ZG06Cr13Ni4Mo低碳马氏体不锈钢为原料, 设计不同Si、Mn元素添加量, 探究其对组织及性能的影响。

1 试验材料及方法

试验原料为ZG06Cr13Ni4Mo马氏体不锈钢, 硅铁合金(Si>75wt%), 电解金属Mn块(Mn>97wt%)。采用25 kg常压中频感应炉熔炼ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢合金棒料, 尺寸规格为 $\Phi 4$ mm \times 60 mm, 浇注试样具体成分如表1所示。其中1#、2#、3#、4#为添加不同含量Si元素的对比试样, 1#、5#、6#、7#为添加不同含量Mn元素的对比试样。试样均采用“1 020 °C正火(空冷)+620 °C回火(空冷)+580 °C(空冷)”的热处理工艺。

ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢试样在三氯化铁盐酸水溶液(三氯化铁:盐酸:水

表1 试样化学成分
Table 1 Chemical composition of samples

序号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	Al	$w_B/\%$
1 [#]	0.038	0.490	0.470	12.400	4.110	0.430	0.079	0.030	0.011	0.015	
2 [#]	0.041	0.740	0.530	12.560	4.210	0.427	0.085	0.031	0.012	0.009	
3 [#]	0.039	1.140	0.500	11.640	4.190	0.417	0.083	0.031	0.013	0.023	
4 [#]	0.049	1.510	0.550	11.130	4.170	0.402	0.081	0.029	0.014	0.014	
5 [#]	0.035	0.590	0.990	12.570	4.190	0.436	0.084	0.031	0.012	0.013	
6 [#]	0.034	0.580	1.530	12.560	3.690	0.386	0.076	0.029	0.014	0.014	
7 [#]	0.035	0.570	2.060	12.750	3.450	0.362	0.069	0.027	0.015	0.017	

=5 g : 50 mL : 100 mL) 浸蚀后, 采用OLYMPUS 金相显微镜观察组织形貌, 在放大倍数100×视场下, 对照相应评级图进行评定。不同级别及对应的马氏体板条最大尺寸如表2所示。选用蔡司EVO MA25型扫描电子显微镜在更高倍数下观察夹杂物的形貌, 根据JK标准评级图对夹杂物级别进行评定^[17-18], 配合X-MaxN50牛津电制冷能谱仪(EDS)进行元素分布及含量的测量, 并对夹杂物、第二相等进行定性分析。

表2 不同级别的马氏体板条最大尺寸
Table 2 The maximum size of the different grades of martensitic slats

级别代号	马氏体板条最大长度 L/mm
1级	$L \geq 0.50$
2级	$0.50 > L \geq 0.35$
3级	$0.35 > L \geq 0.25$
4级	$0.25 > L \geq 0.15$
5级	$0.15 > L \geq 0.10$
6级	$L < 0.1$

2 结果分析与讨论

2.1 Si对钢显微组织的影响

对1[#], 2[#], 3[#], 4[#]试样进行金相组织检测, 结果如图1所示。由图1可知, 钢组织基体仍为回火马氏体, 且Si含量在0.5%~1.1%范围内增至1.1%时, (如图1a-

c), 可见板条马氏体尺寸的增大, 但当Si含量增至1.4%, 其马氏体尺寸减小。推断这是由于当Si含量在0.5%~1.1%范围内时, Si以固溶形式进入基体, 缩小了奥氏体相区^[19], 进而导致参与马氏体相变的奥氏体数量减少, 抑制了马氏体的进一步增大。当Si含量增至1.4%时, 碳化物出现择优取向, 性能降低。

图2为3[#]和4[#]试样不同放大倍数下的显微照片。由图2可知, 当Si元素含量在1.1%以上时, 铁素体周围出现了碳化物; 当Si含量增加至1.4%时, 碳化物含量更多, 且铁素体晶粒出现择优取向。

测得铁素体含量, 并根据表3, 判断对应马氏体级别, 整理如表3, 可见 δ -铁素体含量没有太大变化, 这是因为在改变Si含量的同时, 调整了Cr、Ni含量, 保证了其稳定性。由马氏体晶粒度评级, 同样可看出随Si含量增加, 马氏体尺寸先减小, 然后在Si含量大于1.1%后增大。

表3 试样1[#], 2[#], 3[#], 4[#]的铁素体含量和晶粒度
Table 3 Ferrite content and grain size of sample 1[#], 2[#], 3[#], 4[#]

试样编号	δ -铁素体含量/%	晶粒度
1 [#] (0.5%Si)	1.0~2.0	1~2级
2 [#] (0.8%Si)	1.0~2.0	2~3级
3 [#] (1.1%Si)	1.0~2.0	4~5级
4 [#] (1.4%Si)	1.0~2.0	2~3级

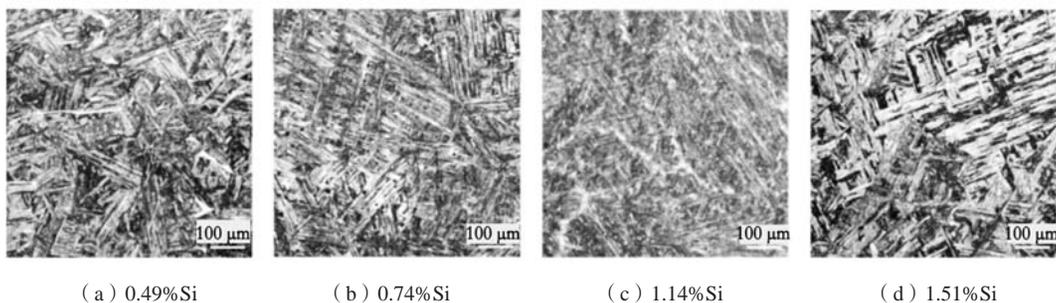
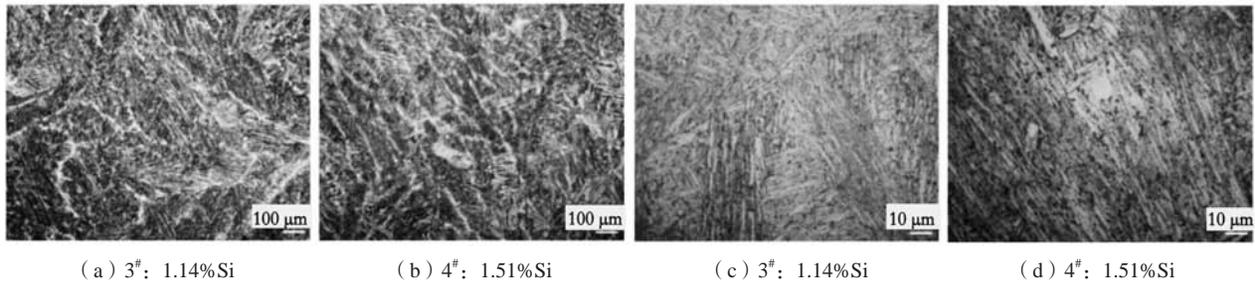


图1 不同Si含量试样的显微照片

Fig. 1 The micrographs of the samples at different silicon contents



(a) 3#: 1.14%Si

(b) 4#: 1.51%Si

(c) 3#: 1.14%Si

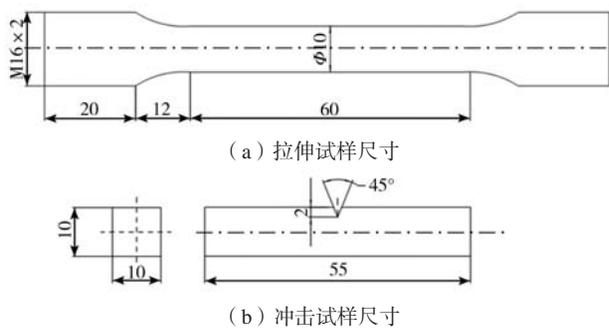
(d) 4#: 1.51%Si

图2 3#和4#试样不同放大倍数下的显微照片

Fig. 2 The micrographs of 3# and 4# samples at different magnifications

2.2 Si对钢力学性能的影响

试块按GB/T 228.1—2010《金属材料拉伸实验》和GB/T229—2007《金属材料夏比摆锤冲击实验方法》要求加工为1个拉伸试样和3个冲击试样试块。试样尺寸如图3所示。



(a) 拉伸试样尺寸

(b) 冲击试样尺寸

图3 力学性能试样的尺寸

Fig. 3 Dimensions of mechanical properties specimen

拉伸试验在DDL300电子万能实验机上进行, 确定抗拉强度及屈服强度。伸长率及收缩率根据游标卡尺测量拉伸后的标距及直径计算得到。在JB-30B摆锤式冲击实验机上进行0℃冲击试验, 所得数据取3个试块结果的平均值。采用TH600布氏硬度计, 在冲击试验完成后的试样上取3点进行测量并取平均值。1#, 2#, 3#, 4#试样的力学性能检测结果如表4所示。

表4 不同Si元素含量试样的力学性能
Table 4 Mechanical properties of specimens at different Si element contents

	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A/%	Z/%	HBW	A_{kv} /J
1#	798	545	21	70	251	121
2#	839	575	20	61	264	76.3
3#	850	608	19.5	59	273	72.7
4#	561	514	3	15	262	96

由表4可知, 当Si含量在0.5%~1.1%范围内时, 提高Si含量, 可显著提高试样的强度、硬度, 但韧性、塑性略有下降。当Si含量为1.1%时, 试样的强度、硬

度最高, 抗拉强度为850 MPa, 较原料提高了6.50%以上; 屈服强度608 MPa, 较原料约提高11.66%; 硬度为HBW273, 较原料约提高8.40%, 且由于强度提升引起的韧性降低幅度较小, 此试样综合力学性能最佳。当Si含量为1.4%时, 钢的抗拉强度、屈服强度、塑性均大幅降低, 冲击韧性有所上升^[20]。需要结合对样品断口形貌的检测结果来分析其力学性能变化的原因。

2.3 拉伸断口形貌检测及成分扫描分析

2#, 3#, 4#试样的拉伸断口形貌如图4所示。4#试样断口宏观形貌、放射区及纤维区形貌分别如图4a, 4b, 4c所示, 断口无颈缩现象, 已失去韧性断口特征。

2#, 3#断口宏观形貌如图4a 2#与图4a 3#所示, 断口呈杯锥状, 由纤维区、放射区和剪切唇区组成, 有明显的颈缩现象; 断口表面形态不规则, 中心存在较多的小峰结构, 具有典型的韧性断口特征; 2#试样剪切唇区面积较小, 纤维区面积较大。

2#, 3#断口放射区断口形貌如图4b 2#与图4b 3#所示, 两试样在此区均形成尺寸大小不一的剪切韧窝, 2#试样剪切韧窝数量较多, 形状较规则。

3#, 4#断口纤维区断口形貌如图4c 2#与图4c 3#所示, 两试样在此区均形成大量尺寸较均匀的等轴韧窝, 2#试样韧窝和孔洞数量较多, 且孔洞中存在夹杂物; 韧窝尺寸及深度与两试样相差不多。

2#试样韧性较3#试样好, 而强度较3#试样低, 这与力学性能检测结果一致。这是由于材料韧性受韧窝数量、尺寸及深度影响。材料的韧窝数量较多, 且尺寸较大、深度较深时, 表现出较好的韧性; 材料中的夹杂物是导致材料断裂的根源, 夹杂物会破坏基体的连续性, 加速微裂纹产生和聚集, 其内形成大量孔洞; 夹杂物数量越少, 则基体抵抗裂纹扩展的能力越强, 材料的强度也就越好。4#试样中存在缩孔, 缩孔处显微孔的形成与发展更加迅速, 最终导致其断口出现无韧性断裂特征, 这也是该试样强韧性下降的原因。

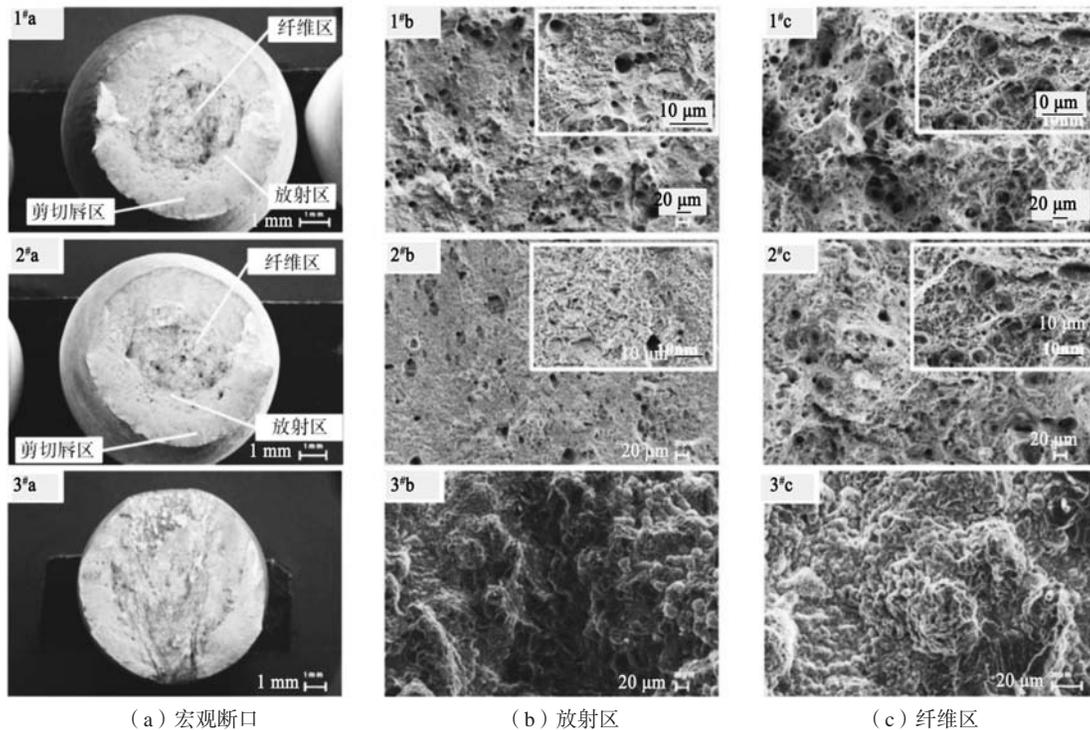


图4 不同Si含量ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢试样的断口形貌
Fig. 4 Tensile fracture morphology of ZG06Cr13Ni4Mo stainless steel specimens at different silicon contents

Si固溶于铁素体，引起晶格畸变，阻碍晶界运动而细化组织；由于Si会促进铁素体形成，铁素体为贫碳组织，在形核、长大时，其周围会形成富碳区，从而促进碳化物的形成，两者互相促进长大，碳化物是脆性第二相，形变易受阻于此，导致脆性相中裂纹的成核，从而大大降低材料的韧性，所以2[#]和3[#]试样的韧塑性低于1[#]试样；晶粒的择优取向则会导致材料性能不均匀，受脆性相碳化物和 δ 相晶粒择优取向的影响，4[#]试样强韧性大幅降低。

结合上述力学性能检测结果，可以推断出：Si含量在0.5%~1.1%范围内，其固溶强化起主导作用，Si通过固溶于马氏体基体，引起晶格畸变阻碍位错运动，且偏聚于位错线上的硅原子对位错有钉扎作用，位错运动所需能量增加，使试样的强度随着Si的添加而提高，少量碳化物的形成导致Si含量较高时试样的韧塑性略有降低。在Si固溶强化作用下，Si含量为1.1%时，钢取得最佳强韧性。Si含量为1.4%时，铁素体分布出现择优取向且碳化物较多，最终导致4[#]试样的强韧性大幅降低。

2.4 Mn对钢显微组织的影响

对1[#]、5[#]、6[#]、7[#]试样进行金相组织检测，钢的基体仍为回火马氏体。表5为1[#]、5[#]、6[#]、7[#]试样的铁素体含量和晶粒度结果。由表5可知， δ -铁素体含量与原料相比基本没有变化，与上述不同Si含量的试样其铁素

表5 1[#]、5[#]、6[#]、7[#]试样的铁素体含量和晶粒度
Table 5 Ferrite content and grain size of sample 1[#], 5[#], 6[#], 7[#]

试样编号	δ -铁素体含量/%	晶粒度
1 [#]	1.0~2.0	1~2级
5 [#]	1.0~2.0	3~4级
6 [#]	1.0~2.0	3~4级
7 [#]	1.0~2.0	3~4级

体含量稳定原因相同。Mn含量提高后，马氏体板条尺寸减小，推断这是由于Mn极大地降低了低碳马氏体不锈钢中马氏体的转变温度与速度，进而导致残余奥氏体量增加^[21-23]，影响了马氏体的进一步发展。Mn添加至2.0%以上时，铁素体周围析出大量碳化物，如图5所示。

2.5 Mn对钢力学性能的影响

1[#]、5[#]、6[#]、7[#]试样的力学性能检测结果如表6所示。由表6可知，当Mn含量在1.0%~2.0%范围内时，提高Mn元素含量，抗拉强度有所提高，但变化不大，屈服强度和硬度随Mn的增加先升高后降低；收缩率和冲击吸收功随Mn的增加而降低；伸长率几乎不受Mn的影响。Mn含量在1.0%时，试样的抗拉强度最高，为845 MPa，较原料提高了约5.9%；屈服强度546 MPa，硬度为HBW263，伸长率和收缩率分别为19%和64%，

表6 不同Mn元素含量试样的力学性能
Table 6 Mechanical properties of specimens at different Mn element contents

	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%	HBW	A_{kv} /J
1 [#]	798	545	21	70	251	121
5 [#]	845	546	19	64	263	105
6 [#]	835	594	21.5	63	274	93.7
7 [#]	840	537	18	59	261	85

冲击吸收功约为105 J，较原料下降了约13.0%；Mn含量在1.5%时，试样的抗拉强度835 MPa，屈服强度达最大值，为594 MPa，较原料提高了约9.0%，同时保持良好的韧性，伸长率和收缩率分别为21.5%和63%，此时硬度也达到最大值，为HBW274，较原料提高了9.0%

以上，冲击吸收功较原料下降了约22.6%。Mn含量在2.0%时，除了硬度和抗拉强度外，其他力学性能指标均低于原料的性能。

2.6 拉伸断口形貌检测及成分扫描分析

试样5[#]、6[#]、7[#]的拉伸断口宏观形貌如图6a 5[#]、图6a 6[#]、图6a 7[#]所示，断口呈杯锥状，由纤维区、放射区和剪切唇区组成，有明显的颈缩现象；断口表面形态不规则，中心存在较多的小峰结构，具有典型的韧性断口特征。其中，6[#]试样的剪切唇区面积最小，纤维区面积最大，5[#]、7[#]试样的剪切唇区域和纤维区面积相当。

试样5[#]~7[#]的放射区断口形貌如图6b 5[#]、图6b 6[#]、图6b 7[#]所示，三个试样在此区均形成尺寸大小不一的

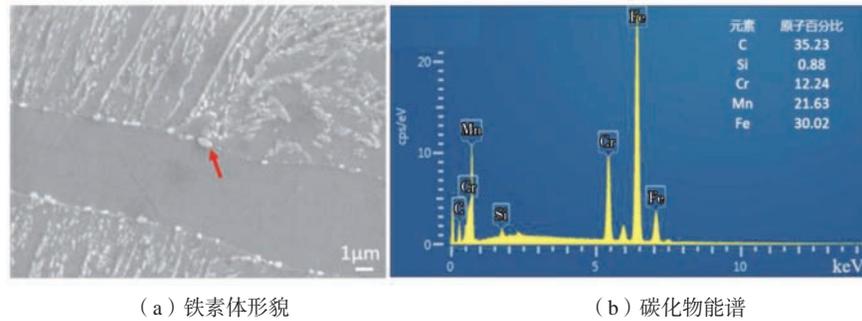


图5 7[#]试样扫描电镜照片及碳化物能谱
Fig. 5 Scan electron microscope photograph and carbide energy spectrum of 7[#] sample

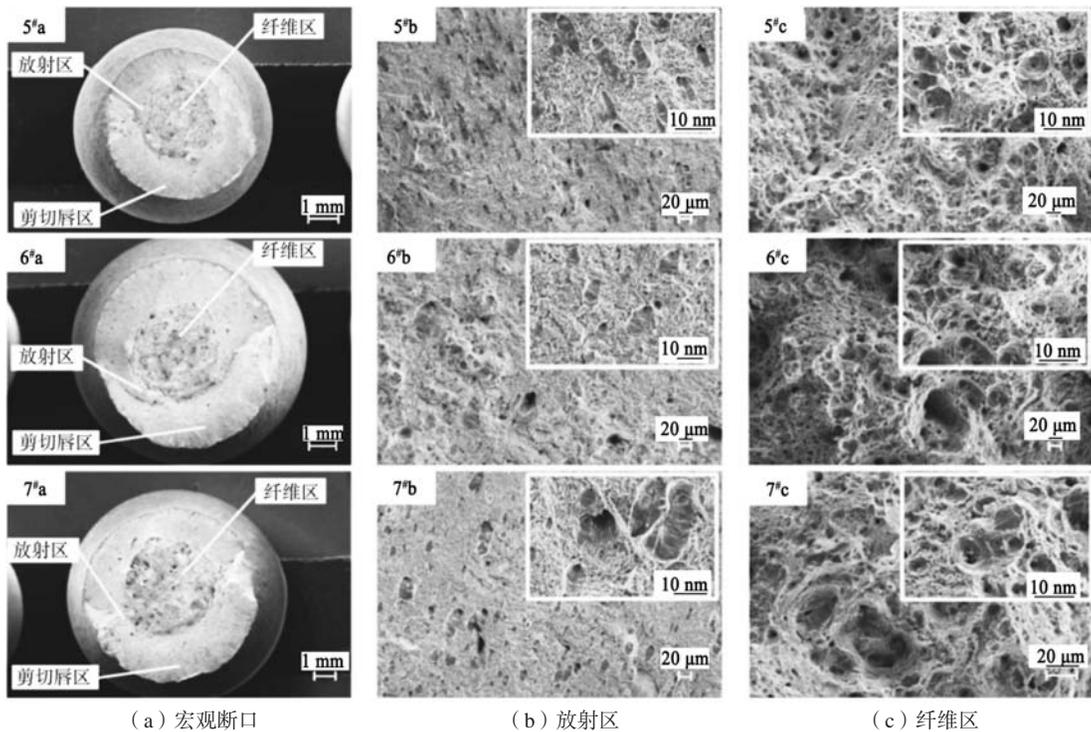


图6 不同Mn含量ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢的断口形貌
Fig. 6 The fracture morphology of ZG06Cr13Ni4Mo stainless steel at different manganese content

剪切韧窝, 5[#]、6[#]试样的剪切韧窝形状较规则, 分布较均匀; 7[#]试样孔洞比其他试样多, 且存在剪切韧窝聚集的情况。

试样5[#]~7[#]的纤维区形貌如图6c 5[#]、图6c 6[#]、图6c 7[#]所示, 三个试样在此区均形成大量尺寸较均匀的等轴韧窝, 6[#]试样韧窝数量较多、尺寸较大且较深; 5[#]试样中孔洞数量较少, 孔洞尺寸也较小; 7[#]试样中存在大量等轴韧窝互相连接。

聚集型韧窝的出现表明基体与夹杂、第二相、

晶界等应力集中作用分布不均, 晶界和相间结合力较弱, 材料的强度较低。综合分析可知, 6[#]试样屈服强度和韧性较5[#]和7[#]试样好, 5[#]试样断口形貌中韧窝分布较均匀, 孔洞数量比6[#]、7[#]试样少且孔洞尺寸较小, 因而其抗拉强度和韧性优于6[#]、7[#]试样, 这与力学性能检测结果一致。

对5[#]试样进行成分扫描, 结果如图7, Mn含量在1.0%时, Mn的增加对组织中其他合金元素的分布并没有太大影响, 材料成分均匀。

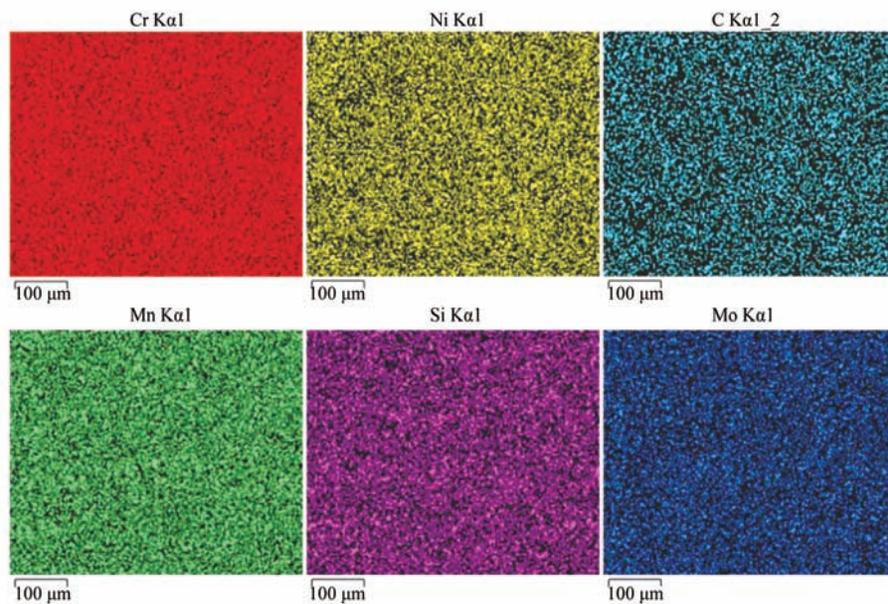


图7 5[#]试样成分扫描结果

Fig. 7 Composition surface scanning results of 5[#] sample

结合上述力学性能检测结果, 可以推断出: Mn含量在0.5%~1.5%范围内, 其固溶强化和细晶强化起主导作用, Mn含量在1.0%时, 钢取得最佳强韧性。Mn含量在2.0%时, 过量的Mn与碳化物结合, 在 δ -铁素体晶界处析出碳化物, 导致试样的冲击韧性大幅降低。

3 结论

(1) 随着Si含量从0.5%提高至1.1%, 板条马氏体尺寸减小、ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢的强度和硬度增大、韧性和塑性略有降低; 当Si含量从1.1%提高至1.4%, 板条马氏体尺寸增大、ZG06Cr13Ni4Mo不锈钢的强度和硬度降低、韧性和塑性略有提升。当Si添加量为1.1%时, Si通过固溶于马氏体基体, 引起晶格畸变阻碍位错运动, 此时碳化物形成尚且较少, 试样的强

韧性最佳, 力学性能指标为: $R_m=850$ MPa, $R_{p0.2}=608$ MPa, $A=19.5\%$, $Z=59\%$, $HBW=272$, $A_{kv}=72.7$ J。当Si添加量为1.4%时, 铁素体分布出现择优取向且碳化物较多, 导致材料的脆性增加, 最终使试样的强韧性大幅降低。

(2) Mn元素含量在0.5%~2.0%范围内, 随着Mn元素的增加, 马氏体板条尺寸减小, 塑性和室温冲击吸收功降低; Mn含量为0.5%~1.5%时, 固溶强化和细晶强化起主导作用, 强度与硬度随Mn含量的增加而提升, 在Mn含量达到1.5%时试样的强韧性最佳, 力学性能指标为: $R_m=845$ MPa, $R_{p0.2}=546$ MPa, $A=19\%$, $Z=64\%$, $HBW=263$, $A_{kv}=105$ J。当Mn含量为2.0%时, 过量Mn元素在 δ -铁素体晶界周围析出碳化物, 导致材料屈服强度、冲击韧性降低。

参考文献:

- [1] 姜延春. 一种新型水轮机用铸造低碳马氏体不锈钢ZG06Cr10Ni4Mo [J]. 铸造, 2005, 54 (11): 1073-1075.
- [2] 姜延春, 朗霄, 赵芳欣, 等. 铬含量对Cr-Ni型水轮机材料特性的影响与调控 [J]. 铸造, 2004, 53 (5): 345-349.
- [3] 梁维燕. 中国重大技术装备史话三峡水轮机转轮制造 [M]. 北京: 中国电力出版社, 2012.
- [4] 陆善平, 王培. 三峡水轮机转轮材料与焊接 [M]. 北京: 中国科学技术出版社, 2014.
- [5] 姜延春, 张仲秋. 国家标准《工程结构用中、高强度不锈钢铸件》解读 [J]. 铸造, 2012, 61 (3): 335-336.
- [6] DEARDO A J. Microalloyed strip steels for the 21st century [J]. Materials Science Forum, 1998, 284: 15-26.
- [7] 王祖滨. 低合金钢和微合金钢的发展 [J]. 中国冶金, 1999 (3): 19-23.
- [8] MEYERL. 微合金化元素Nb, V, Ti, Zr和B及其在现代汽车钢中的作用 [J]. 宝钢情报, 1989 (4): 70-80.
- [9] 姚连登. 微合金化与控制轧制的进展 [J]. 宽厚板, 1999, 5 (1): 1-4.
- [10] 雍歧龙, 吴宝榕, 孙珍宝. 二元微合金碳氮化物的化学组成随温度的变化规律 [J]. 钢铁研究学报, 1989, 1 (2): 41-45.
- [11] 齐俊杰, 黄运华, 张跃. 微合金化钢 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
- [12] 张璐. 高强度马氏体不锈钢组织与性能研究 [D]. 沈阳: 沈阳理工大学, 2023.
- [13] MIYAMOTO G, OH J C, HONO K, et al. Effect of partitioning of Mn and Si on the growth kinetics of cementite in tempered Fe-0.6 mass% C martensite [J]. Acta Materialia, 2007, 55 (15): 5027-5038.
- [14] KIM B, SIETSMA J, SANTOFIMIA M J. The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures [J]. Materials & Design, 2017, 127: 336-345.
- [15] MIETTUNEN I, GHOSH S, SOMANI M C, et al. Competitive mechanisms occurring during quenching and partitioning of three silicon variants of 0.4wt% carbon steels [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 1 (11): 1045-1060.
- [16] MIETTUNEN I H, GHOSH S, SOMANI M C, et al. Effect of silicon content on the decomposition of austenite in 0.4C steel during quenching and partitioning treatment [J]. Materials Science Forum, 2021, 1016 (1): 1361-1367.
- [17] 何群雄, 孙时秋. GB/T 10561—2005钢中非金属夹杂物含量的测定——标准评级图显微检验法介绍 [J]. 理化检验 (物理分册), 2007 (1): 43-47.
- [18] 谢洪波. 浅谈使用GB/T10561—2005标准测定钢中非金属夹杂物的常见问题 [J]. 现代冶金, 2016, 44 (1): 37-39.
- [19] 王官涛, 周永浪, 赵卓, 等. 添加Si对马氏体不锈钢淬火-配分组织和性能的影响 [J]. 材料工程, 2021, 49 (8): 97-103.
- [20] 马彦, 袁福平. 金属材料的强化 [J]. 力学与实践, 2021, 43 (2): 316-319.
- [21] 范福送. Mn、Zr合金化ZL301合金铸造工艺及组织性能研究 [D]. 长沙: 中南大学, 2022.
- [22] 范海东, 翁绍华. 35MnVNbTi钢的微合金化与晶粒度的关系 [J]. 理化检验 (物理分册), 2004 (10): 490-493.
- [23] 刘春成, 刘庄, 王有铭. 微合金化16Mn钢变形后的完全再结晶奥氏体晶粒平均直径预报模型的建立 [J]. 机械工程材料, 1997 (5): 13-15.

Effect of Silicon and Manganese on Microstructure and Properties of ZG06Cr13Ni4Mo

XU Fang¹, SONG Lei², WANG Yu², GAO Yun-bao², ZHAO Ling², CHEN Rui², CAO Heng², WANG Zeng-rui²
(1. Shenyang Aircraft Industries (group) Co., Ltd., Shenyang 110850, Liaoning, China; 2. National Key Laboratory of Advanced Casting Technologies, Shenyang 110022, Liaoning, China)

Abstract:

Taking ZG06Cr13Ni4Mo low carbon martensitic stainless steel as raw material, different additions of Si and Mn elements were designed. Through microstructure detection and theoretical reference of mechanical properties, the influence and mechanism of Si and Mn elements on the microstructure and mechanical properties of the material were explored, which provided reference for the preparation and engineering application of high strength low carbon martensitic stainless steel for ultra-high head turbine. The experimental results show that the strength and toughness of the material are the best when the Si content is 1.1 wt%, and the mechanical properties are $R_m=850$ MPa, $R_{p0.2}=608$ MPa, $A=19.5\%$, $Z=59\%$, $A_{kv}=73$ J; The element Mn obviously improves the tensile strength of ZG06Cr13Ni4Mo stainless steel, but has little effect on the yield strength of the material. When the addition of Mn is 1.0 wt%, the strength and toughness of the material are the best, and the mechanical properties are $R_m=845$ MPa, $R_{p0.2}=546$ MPa, $A=19\%$, $Z=64\%$, $A_{kv}=105$ J.

Key words:

martensite stainless steel; alloy strengthening; microstructure; mechanical properties