

Mg 对 2.25Cr1Mo 钢热处理显微组织与力学性能的影响

程 杨¹, 李 小 兵², 高 明^{2*}, 刘 奎²

(1. 东方电气股份有限公司, 四川 成都 610000; 2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要:为揭示 Mg 在低合金钢中的微合金化效果, 以 2.25Cr1Mo 钢为研究对象, 利用真空感应炉、450 型双辊可逆轧机制备不同 Mg 含量的 15 mm 板材, 采用 OM、TEM 等手段分析热处理后显微组织, 以及原奥氏体晶粒特征, 并对其力学性能进行了测定。研究表明: Mg 加入 2.25Cr1Mo 钢中可细化其原奥氏体晶粒, 增加热处理组织中多边形铁素体体积分数。2.25Cr1Mo 钢全氧含量在 0.000 3% 的低含量条件下, Mg 会偏聚在碳化物中, 诱使碳化物尺寸降低, 数量增多, 增强碳化物对奥氏体晶粒长大的钉扎作用, 进而达到细化原奥氏体晶粒的效果。经 0.005%Mg 处理后, 2.25Cr1Mo 钢冲击韧性稍有提升, 而显微硬度变化并不明显。Mg 处理后使得钢中铁素体分数出现一定范围内的增加是改善其冲击韧性的重要原因。

关键词: 2.25Cr1Mo 钢; Mg; 铁素体; 奥氏体; 冲击韧性

中图分类号: TF76, TG142.74

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)04-0150-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.04.021

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Effect of trace Mg addition on microstructure and mechanical properties in 2.25Cr1Mo steel

Cheng Yang¹, Li Xiaobing², Gao Ming^{2*}, Liu Kui²

(1. Dongfang Electric Co., Ltd., Chengdu 610000, Sichuan, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract: In order to reveal the function of Mg micro-alloying in low micro-alloyed steel, the 2.25Cr1Mo with 15 mm thick steel plates containing different Mg content were prepared with vacuum induction furnace and rolled with double-stick reversible rolling mill. The characteristics of heat-treated microstructure, primary austenite grain, and mechanical properties were investigated with TEM, OM and so on. The results show that after adding Mg for the heat-treated microstructure, the primary austenite grain size is refined and the ferrite volume fraction is increased. When the total oxygen content of 2.25Cr1Mo steel is 0.000 3%, Mg will segregate in the carbides, thereby reducing the size of carbides and increasing the amount of these compounds, which increases the pinning effect on austenite grain growth, and then refines the original austenite grain. After adding 0.005% Mg, the impact toughness of 2.25Cr1Mo steel is slightly improved, but the microhardness change is not obvious. The increase of ferrite content in steel after Mg treatment contribute to improving its impact toughness.

Key words: 2.25Cr1Mo steel, Mg, ferrite, austenite, impact toughness

收稿日期: 2023-12-08

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51801210)。

作者简介: 程杨, 1985 年出生, 男, 重庆人, 工程师, 从事核电材料设计与开发工作, E-mail: chengyang@dongfang.com;

*通讯作者: 高明, 1974 年出生, 男, 辽宁人, 正高级工程师, 从事核级高性能合金制备技术工作, E-mail: gaoming@imr.ac.cn。

0 引言

2.25Cr1Mo 钢是一种低合金结构用钢,得益于铬、钼同时的添加使得合金兼具较高的强度和较弱的第二类回火脆性,被广泛用做中温工况领域制造结构件^[1-2]。特别地,我国钠冷快堆蒸汽发生器的关键主体结构也选用 2.25Cr1Mo 钢。但是,钠冷快堆设计寿命达 40 年,服役温度还在 550 ℃ 左右,处于第二类回火脆性极其敏感的温度范围,因此,这给 2.25Cr1Mo 钢长期可靠服役带来了严苛的考验。

一般而言,钢铁材料中残存的 P、S 等杂质元素在/向晶界的富集是其出现第二类回火脆性的主要原因^[3]。而通过向 2.25Cr1Mo 钢这类第二类回火脆性敏感材料中添加适量新的具有强化晶界的元素,实现晶界状态的有益改变是改善这类材料中温脆性的重要手段之一^[4]。目前的研究表明,改善钢铁材料晶界脆性的合金元素大致可分为两类。第一类是 Mo^[5-7]、稀土元素 Ce、La 等^[8-9],这类元素已被证实可与钢铁材料中 P、S 等有害杂质元素形成化合物,进而降低 P、S 元素向晶界的扩散倾向,减弱第二类回火脆性的发生;第二类是 B^[10-12]、C^[13] 等,其自身就可强烈发生晶界偏聚,且它们的偏聚不会降低晶界强度,反而会提高晶界结合力,改善晶界脆性,此外它们的有益晶界占据也可阻碍 P、S 等有害元素的晶界偏聚。

除上述合金元素外,作者通过近年的研究^[14]发现,在极低氧含量条件下(氧含量 0.000 3%),金属 Mg 在 2.25Cr1Mo 钢中也会具有较强的晶界偏聚倾向。在 0.056% P 条件下,Mg 会与 P、S 共同偏聚在晶界,三者的共偏聚在一定程度上降低了 P、S 的偏聚含量,从而使钢表现出更低的回火脆性倾向。尽管有关钢液 Mg 处理的研究开始于 20 世纪 80 年代,至今已有 40 余年,但是从目前的报道来看,多数的研究仍主要探究了较高氧含量条件下,Mg 添加带来的钢液洁净度提升,以及含 Mg 夹杂物对钢铁材料相变、组织特征的影响等^[15]。如 Li 等^[16]研究了

在较高氧含量条件下(氧含量 0.004 0%), 2.6×10^{-5} Mg 添加对 Al 镇静钢夹杂物及相变的影响,发现 Mg 添加可将钢中夹杂物由 Al_2O_3 变质成 $x\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$,这类含 Mg 夹杂物可以优先成为铁素体形核核心,从而促进针状铁素体的形成。然而,对于极低氧含量条件下,Mg 除了形成极少量的非金属夹杂物外,大部分会以固溶或者其它形式存在,这种条件下 Mg 添加对钢铁材料的相变及组织影响仍尚不明确。

为了明确极低氧含量条件下,Mg 添加对 2.25Cr1Mo 钢热处理后组织与性能的影响,笔者采用真空感应熔炼、锻造、轧制、热处理工艺制备了 2.25Cr1Mo 钢板,分析对比了有无 Mg 添加的试验钢(氧含量仅为 0.000 3%)热处理后显微组织和正火温度下的原奥氏体晶粒特征,测试了试验钢的冲击韧性和显微硬度。研究结果可进一步认识 Mg 在钢铁材料中的作用与相关机制。

1 试验材料和方法

1.1 材料制备

采用 50 kg 真空感应熔炼炉制备不同 Mg 含量水平的 2.25Cr1Mo 试验钢。钢中 Mg 元素选择 Ni-5Mg 合金添加,为避免 Mg 主要以 MgO 形式存在,在采用真空 C 脱氧控制钢液 O 含量处于 10^{-6} 量级条件下以后,再加入 Ni-5Mg 合金,确保 Mg 主要以固溶形式存在于钢中。制备的铸锭中 C、Cr、Mo 等化学成分采用 Spectro-Lab 光谱分析仪进行测量,O 采用 TC-600 氧氮分析仪测定,主要化学成分如表 1 所示,Mg 处理钢中 O 含量仅为 0.000 3%,可以认为钢中 MgO 含量很少。将无 Mg 添加钢定义为 S1,Mg 添加钢为 S2。铸锭经锻造、轧制工序获得 15 mm 厚的板材,其中铸锭锻造、轧制的加热温度均为 1 100 ℃,锻造、轧制过程详见文献 [14]。轧制后,对轧板进行正火+回火标准热处理,正火热处理为 930 ℃ 保温 30 min,然后空冷至室温,回火热处理为 725 ℃ 保温 2 h,随后空冷至室温。

表 1 试验钢主要化学成分
Table 1 Main chemical compositions of the steels

试验钢序号	C	Cr	Mo	Mn	Ti	Ni	P	S	N	O	Mg
S1	0.11	2.21	1.00	0.49	0.05	0.89	0.002	0.004 4	0.006 5	0.000 5	
S2	0.11	2.21	1.04	0.49	0.05	0.86	0.002	0.001 7	0.006 3	0.000 3	0.005

1.2 组织及原奥氏体晶粒测试

在热处理后试验钢板宽度 1/4 处截取尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm 的金相试样,经标准金相试样制备方法处理后,首先采用 FEI Quanta 450 型扫描电子显微镜对 Mg 处理试样(S2)中典型非金属夹杂物形貌及成分进行检测。然后对两组试验钢金相试样采用 4% 的硝酸酒精进行腐蚀以显示试样显微组织,腐蚀时间为 10 s,借助 Axio-observer ZIM 金相显微镜分析试样的显微组织形貌。最后,采用 JEM-2 100F 型透射电子显微镜观察试样晶界上析出相的特征,并对典型析出相成分进行能谱分析。

在钢板宽度 1/4 处截取尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的金相试样,在 930 ℃(正火温度)温度下进行保温试验,试样采取到温入炉方式,保温 30 min 后将试样快速淬火,将试样打磨抛光,经饱和苦味酸+适量十二烷基苯磺酸钠溶液在 45 ℃ 水浴下腐蚀出奥氏体晶粒,采用 Axio-observer ZIM 型金相显微镜对奥氏体组织进行观察,依据 GB/T 6 394-2002 标准,利用 Image-Pro Plus 6 图像分析软件统计奥氏体晶粒平均尺寸(D_A ,以当量圆直径表示)。

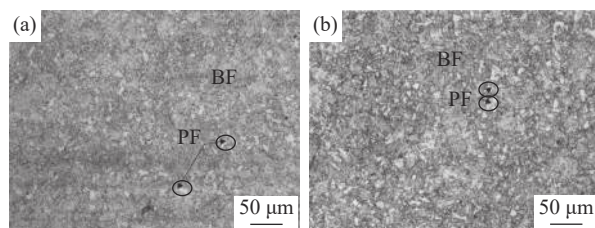
1.3 冲击韧性及显微硬度测试

在热处理后钢板宽度 1/4 处沿着垂直轧制方向截取若干 10 mm×10 mm×55 mm 冲击试样,利用 SANS-ZBC2452-C 型摆锤冲击试验机测试钢板的室温冲击韧性,要求每组钢板取三个平行试样。利用 FEI Quanta 450 型扫描电子显微镜观察试验钢的冲击断口宏观和微观形貌。采用 MICROMET-5 103 型维氏硬度测试仪对两组试验钢进行维氏硬度测试,测试载荷为 500 g,加载时间为 10 s,每个试样测试五个点,取其平均值作最终结果。

2 试验结果与分析

2.1 试验钢热处理组织特征

图 1 是两组试验钢热处理后显微组织光学显微镜金相照片。结果显示, S1 和 S2 试验钢显微组织主要为贝氏体铁素体(BF)和一定量的多边形铁素体(PF),这类多边形铁素体往往是属于共析转变温度以上析出的先共析铁素体相。对比发现,经 0.005% Mg 处理后,虽然试验钢组织构成并未发生明显变化,但多边形铁素体含量有了明显增加。采用图像分析软件定量统计显示, S1 和 S2 试验钢热处理后组织中的多边形铁素体含量分别为 3.49% 和 8.61%。表明在本试验条件下 Mg 的添加有利于多边形铁素体相的产生。



(a)S1; (b)S2

图 1 试验钢热处理后显微组织

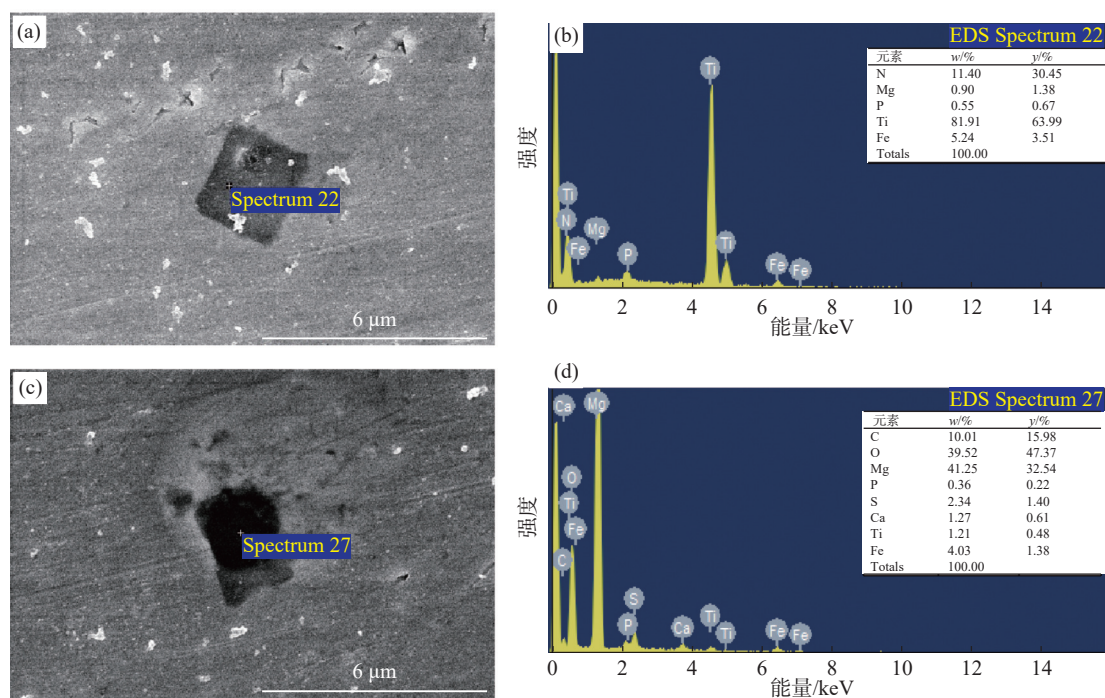
Fig. 1 Microstructure of heat-treated steels

关于 Mg 对钢铁材料相转变行为影响的报道目前相对较少,且多数报道的文献主要集中在讨论一些含 Mg 夹杂物对钢组织的影响方面^[16-20]。如 Li 等^[16]在对 Al 脱氧的 FH40 船板钢连续冷却转变行为的研究发现, Mg 添加会拓宽贝氏体相区,缩小先共析铁素体相区,这与本文结果并不一致。分析认为, Mg 添加后对钢铁材料连续冷却转变行为的影响与其在材料中的赋存状态有直接关系。对于 Li 等^[16]的研究, Al 脱氧后的 FH40 船板钢中存在大量的 Al_2O_3 夹杂物,全氧含量为 0.003 7%,而经 0.002 6% Mg 处理后,钢中夹杂物几乎全部变质为尺寸更加细小的 $MgAl_2O_4$ 夹杂物,对应的全氧含量为 0.004 0%。可见, Li 等^[16]的研究对象全氧含量(0.003 7%)显著高于本文的结果(0.000 3%)。换言之,之所以 Mg 添加会拓宽 FH40 船板钢贝氏体相区,是因为与钢中大量存在的细小 $MgAl_2O_4$ 夹杂物有关。在后续的研究中, Li 等^[18]证实了 $MgAl_2O_4$ 这类夹杂物与铁素体间存在极低的晶格错配度,可以很好地成为 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变过程铁素体 α 相的异质形核质点,从而促进针状铁素体形核(AF),这类针状铁素体往往因为其本身的属性与先共析铁素体存在明显区别,多数学者将其归类为贝氏体区域范畴^[20]。对比本文试验结果,由于 S2 试验钢全氧含量仅为 0.000 3%,通过对钢中典型非金属夹杂物的形貌和成分分析发现(图 2),钢中非金属夹杂物含量极少,发现的夹杂物主要存在不规则形状 MgO 和方形 TiN 两类,其中氮化物也含有少量 Mg(~ 0.9%)、P(~ 0.55%)。因此,可以认为 S2 钢中 Mg 以夹杂物形式存在的含量应极其少,从而不能为 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变提供更多的形核质点,无法保证 AF 这些贝氏体相的提前析出。

通常而言,钢铁材料 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相转变过程形成何种铁素体是奥氏体晶界和奥氏体晶粒内夹杂物粒子相互间形核能力竞争的结果^[19]。一般地,晶界多边形铁素体形核率决定于晶界总表面积(A_{GB});针状铁素

体形核率决定于晶粒内夹杂物粒子(主要为氧化物夹杂)总表面积(A_p)。随着晶界表面积与夹杂物粒子之比(A_{GB}/A_p)的提高,钢微观组织中晶界多边形铁素体形核率及其最终体积分数也随之增加。如上分析,S1 和 S2 钢全氧含量分别为 0.000 5% 和 0.000 3%,几乎处于相同的极低水平,因此,钢中夹杂物的总表

面积几乎相当,并不能解释 S2 钢出现更多多边形铁素体的原因。除了夹杂物总表面积外,晶界总表面积将是一个重要的决定因素,而影响 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变的晶界面积则是对应转变前的原奥氏体晶界。结合两组试验钢热处理制度,正火温度下(930 °C)的原奥氏体晶粒尺寸将是重要的影响因素。



(a)(c)是典型夹杂物形貌; (b)(d)分别是典型夹杂物(a)和(c)的成分分析结果

图 2 S2 试验钢中典型非金属夹杂物形貌及成分

Fig. 2 Morphology and chemical compositions of the typical inclusions in S2 sample

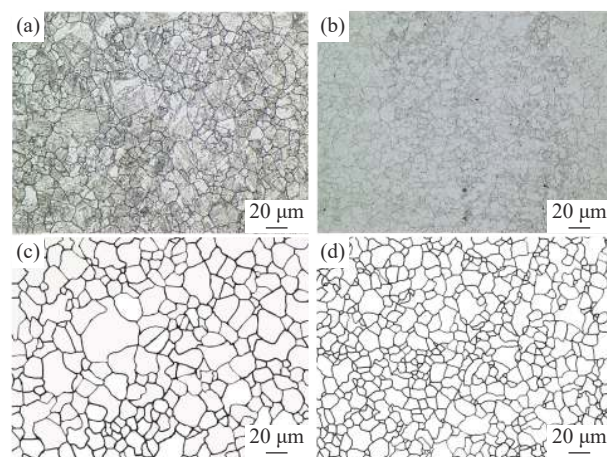
图 3 是两组试验钢 930 °C 保温 30 min 后水淬试样经侵蚀后的原奥氏体晶粒形貌,为了清晰显示原奥氏体晶粒,笔者也给出了采用图像分析软件处理后的原奥氏体晶粒。经分析,在 930 °C 处理后,两组试验钢的原奥氏体晶粒平均尺寸分别为 $13.92 \mu\text{m} \pm 6.43 \mu\text{m}$ 和 $9.20 \mu\text{m} \pm 4.54 \mu\text{m}$ 。可见,经 0.005% Mg 处理后,试验钢的原奥氏体晶粒平均尺寸得到了明显细化,尺寸降低幅度达 34%。此外,从平均尺寸的波动程度还可以发现,Mg 处理后原奥氏体晶粒的波动程度也得到一定降低,表明该条件下的原奥氏体晶粒具有更高的均匀程度。采用图像分析软件对图 3 中的原奥氏体晶粒的晶界总面积进行了定量统计,结果显示 S1 和 S2 试验钢晶界总面积分别为 $8\,533.9 \mu\text{m}^2$ 和 $9\,856.8 \mu\text{m}^2$,Mg 处理后试验钢晶界总面积提升了 15.5%。综上,尽管两组试验钢全氧量处于同一数量级,但是由于 Mg 添加后细化了试验钢 930 °C 条件下的原奥氏体晶粒,明显提升了晶界

总面积,从而使得 A_{GB}/A_p 比值提高了 1.16 倍,在奥氏体连续冷却过程中,Mg 处理钢中由于没有充足的夹杂物作为形核质点,晶界则优先成为了铁素体的形核位置,进而诱发形成更多的多边形铁素体。

为了解释 Mg 处理试验钢 930 °C 原奥氏体晶粒更为细小的原因,对 S1 和 S2 试验钢中的典型析出相进行了 TEM 分析,结果列于图 4。可以看出,两组试验钢中均会析出细小的颗粒状相,且容易发现 S2 试验钢析出相含量明显较 S1 试验钢更多。从析出相成分可以进一步发现,两组试验钢析出相成分存在一定区别。未添加 Mg 时,析出相成分为 C、Cr、Mo、S,而 Mg 添加后,析出相成分为 C、Cr、Mo、P、S、Mg。对比发现,Mg 添加后,析出相中含有少量 Mg(0.12%),且析出相中的 P、S 含量也有增加趋势,尤其明显的是 P 含量,未添加 Mg 时析出相中未检测到明显的 P,而添加 Mg 后,析出相中检测到 0.12% 的 P。可见,在低氧含量条件下与 Mo 类似^[5],

Mg也有一定的固定P的作用,从而一定程度上减少P在晶界的偏聚含量,这也是Mg改善2.25Cr1Mo钢第二类回火脆性的又一原因。关于Mg添加对金属结构材料析出相的影响早期也有一些研究。如Bor等^[21]研究了Mg添加对Mar-M247镍基高温合金晶界析出相的影响,结果发现,Mg可偏聚在镍基合金晶界或相界附近,影响晶界碳化物尺寸、形态、数量和分布,可将晶界碳化物球化和细化。Li等^[14]也研究了Mg添加在含0.056%P的2.25Cr1Mo钢晶界的晶界偏聚行为,采用俄歇电子能谱(AES)证实了在热处理状态下晶界就会存在一定程度的Mg偏聚现象,且Mg添加可在一定程度上降低P、S的偏聚程度,进而降低该类CrMo钢的第二类回火脆性倾向。结合本文研究认为,由于钢中Mg无法主要以氧化物形式存在,将主要富集在析出相,且会在一定程度上对钢中碳化物的特征产生一些影响,即可以在一定程度上细化晶界碳化物,提高晶界碳化物的数量密度,进而增强了对正文温度(930℃)下原奥氏体晶粒长大的钉扎作用,最终表现出更为细小的奥氏体晶粒。对于Mg处理对钢铁材料奥氏体晶粒长大已有很多研究,但多数是利用弥散分布

的MgO^[22]、Mg(O, S)^[23]、Mg-Ti-O^[24]、MgO·Al₂O₃^[25]等,由于此试验中,2.25Cr1Mo钢中氧含量极低,且钢中含有足量的碳化物形成元素,如Cr、Mo等,因此,在该条件下Mg添加抑制奥氏体晶粒长大主要是得益于碳化物或含有一定Mg的碳化物。



(a)(b) 分别为 S1 和 S2 试样腐蚀后的原始金相组织; (c)(d) 分别为 S1 和 S2 试样腐蚀后经统计软件处理后的金相组织

图3 试验钢 930℃ 保温 30 min 后的原奥氏体晶粒形貌

Fig. 3 The morphology of primary austenite grain of heat-treated steels after holding at 930℃ for 30min

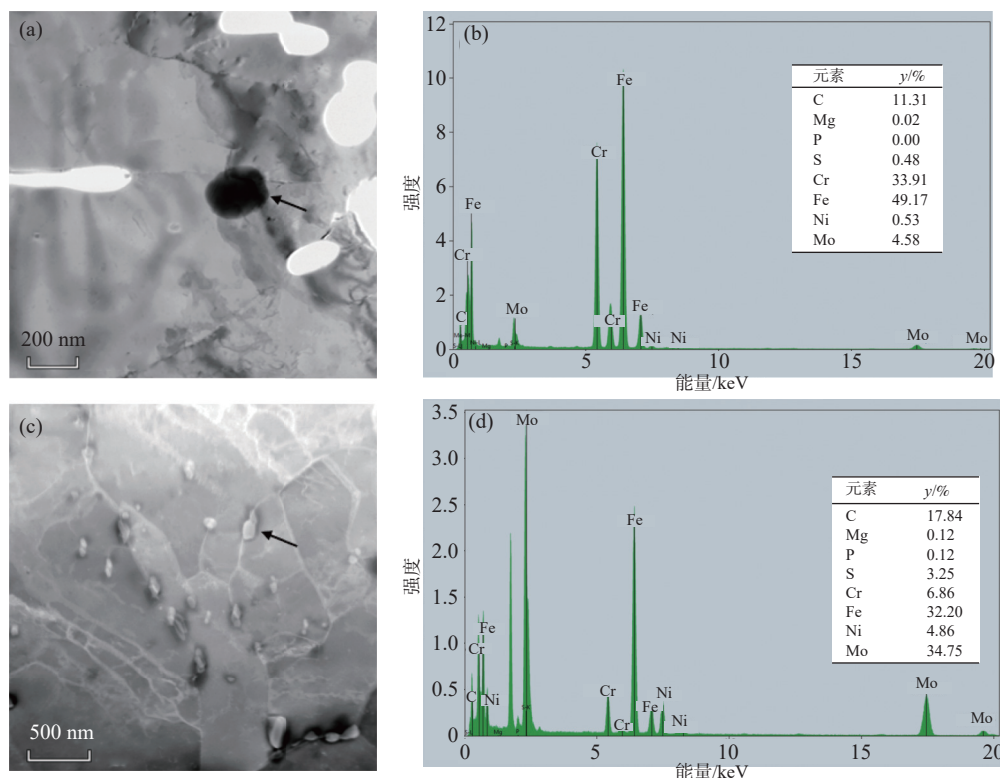


图4 (a)S1, (c)S2 试验钢中晶界典型析出相形貌分析; (b)S1, (d)S2 试验钢中晶界典型析出相成分分析

Fig. 4 Morphology of grain boundary precipitates in (a)S1 and (c)S2 experimental steels, the compositions of grain boundary precipitates in (b)S1 and (d)S2 experimental steels

2.2 试验钢冲击韧性和显微硬度

图5是两组试验钢热处理后测试的冲击功和显微硬度对比结果。可以发现,经0.005% Mg处理后,试验钢的冲击功平均数值由272 J提升至283 J,提升幅度为4%,即Mg添加对冲击韧性稍有改善;而显微硬度(HV)平均数值由204变化为206,提升幅度为1%,即Mg添加对显微硬度影响也并不明显。

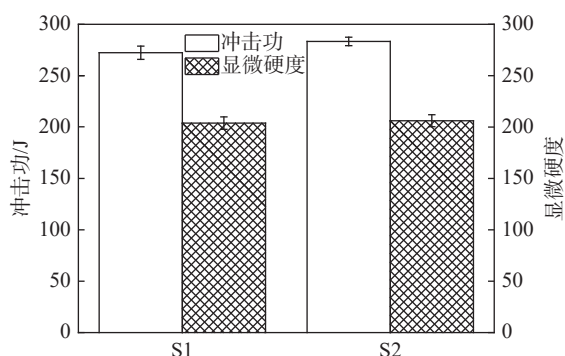
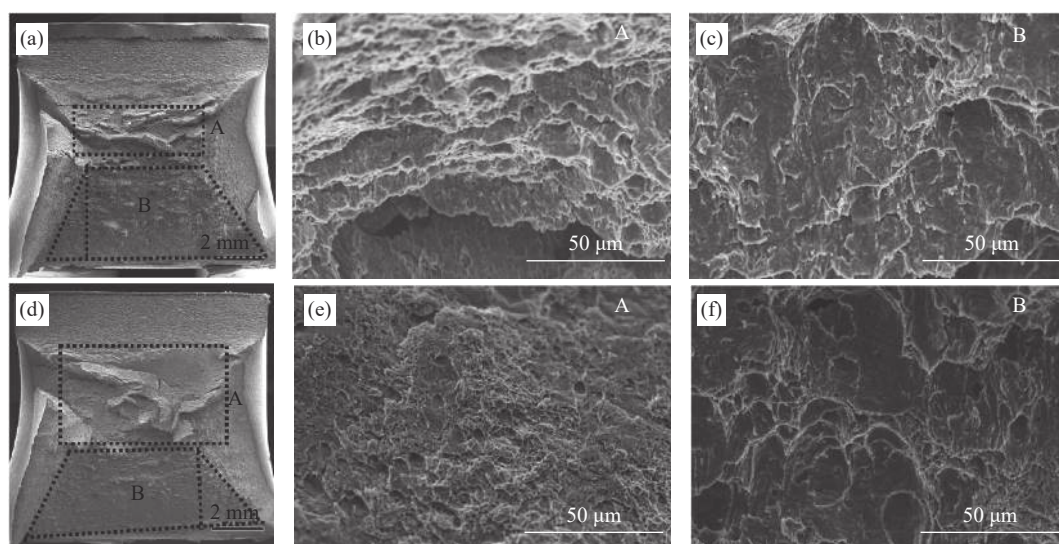


图5 试验钢冲击功和显微硬度测试结果对比

Fig. 5 Comparison of the impact energy and microhardness of the experimental steels

图6是两组试验钢冲击断口宏观形貌以及对应的纤维区、放射区微观形貌。一般地,冲击断口由纤维区、放射区和剪切唇区三个明显不同的区域构

成,这三个区域实际上是裂纹形成区、裂纹扩展区和剪切断裂区。对于不同材料在同一测试条件下,三个区域的面积及其所占整个断口的比例可以在一定程度上反应材料冲击性能的强弱。对比发现,经0.005% Mg处理后,冲击断口宏观形貌中剪切唇区面积区别并不明显,而纤维区却有了较为明显的增加,相应地放射区面积稍有降低。一般而言,如果将放射区与另外两个区(纤维区、剪切唇区)总面积的比值设为 R ,在相同测试条件下比较两种材料的断裂性质,则 R 值愈小的材料,其延性(塑性)愈好。上述分析容易发现,Mg处理试验钢的 R 值将会比未处理试验钢低,因为其具有稍低的放射区面积,明显高的纤维区面积和几乎相同的剪切唇区面积。据此表明,Mg处理后会一定程度上改善材料的冲击韧性。进一步通过放大冲击断口的纤维区和放射区可以看出,对于纤维区,两组试验钢均存在一些较为明显的韧窝,属于韧窝-微孔聚集型韧性断裂;而对于放射区,S1试验钢则已表现出一定的河流花样的解理台阶形貌,为解理断裂,不同的是,S2试验钢仍然存在一些明显的韧窝,表明该区域仍存在韧窝-微孔聚集型韧性断裂。



(a) S1 试样冲击断口宏观形貌; (b)(c) 分别是 (a) 中 A 和 B 处的放大形貌; (d) S2 试样冲击断口宏观形貌; (e)(f) 分别是 (d) 中 A 和 B 处的放大形貌

图6 试验钢冲击断口低倍和高倍形貌

Fig. 6 Low and high magnification fractography of the experimental steels

Mg 处理试验钢具有相对较高的冲击韧性与其更高的铁素体存在一定关系。上文结果表明, Mg 添加可明显细化正火温度下的奥氏体晶粒尺寸, 增加 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相转变前的晶界总面积, 从而在一定程度上

为先共析铁素体提供更多的形核位置, 最终获得更高体积分数的铁素体含量。Han 等^[26]研究表明, 少量的铁素体可以改善贝氏体或珠光体钢的冲击韧性, 这主要是因为铁素体相可以增加组织的协同变形能

力,并且当裂纹扩展到铁素体相时,裂纹的尖端将被钝化,从而增加了裂纹的扩展能力。因此,Mg 处理后使得试验钢铁素体出现一定范围内的增加是改善其冲击韧性的重要原因。

3 结 论

1) 经正火+回火标准热处理后,2.25Cr1Mo 钢板材显微组织主要为贝氏体铁素体,并含有少量多边形铁素体。0.005% Mg 处理可提高试验钢多边形铁素体含量。

2) Mg 添加可明显细化 2.25Cr1Mo 钢在正火温

度下的奥氏体晶粒尺寸,增加 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相转变前的晶界总面积,从而在一定程度上为先共析铁素体提供更多的形核位置,最终获得更高体积分数的铁素体含量。

3) 2.25Cr1Mo 钢全氧含量在 0.000 3% 的低含量水平时,Mg 会偏聚在晶界的碳化物中,钉扎奥氏体晶粒长大具有细化原奥氏体晶粒的作用。

4) 经 0.005% Mg 处理后,2.25Cr1Mo 钢冲击韧性稍有提升,而显微硬度变化并不明显。Mg 处理后使得试验钢铁素体出现一定范围内的增加是改善其冲击韧性的重要原因。

参考文献

- [1] Liu Zhen, Ma Jin, Chen Derun. Local hear treatment of defective casting of 2.25Cr-1Mo alloy steel after rewelding[J]. Foundry Engineering, 2016, 5: 36-38.
(刘振, 马进, 陈得润. 有缺陷的 2.25Cr-1Mo 合金钢铸件返修焊接后的局部热处理 [J]. 铸造工程, 2016, 5: 36-38.)
- [2] Yoshino K, McMahon C J. The cooperative relation between temper embrittlement and hydrogen embrittlement in a high strength steel[J]. Metallurgical Transactions, 1974, 5(2): 363.
- [3] Li Xiaobing, Dong Xin, Xing Weiwei, *et al.* Effect of alloying elements addition on the secondary tempering brittleness of Cr-Mo steels reviews[J]. Iron and Steel, 2021, 56(3): 1-10.
(李小兵, 董鑫, 邢炜伟, 等. 合金元素对 Cr-Mo 钢第二类回火脆性影响研究综述 [J]. 钢铁, 2021, 56(3): 1-10.)
- [4] Qu Z, McMahon C J. The effects of tempering reactions on temper embrittlement of alloy steels[J]. Metall. Trans. A, 1983, 14: 1101-1108.
- [5] McMahon C J, Cianelli A K, Feng H C. The influence of Mo on P-induced temper embrittlement in Ni-Cr steel[J]. Metall. Trans. A, 1977, 8(7): 1055-1057.
- [6] Geng W T, Freeman A J, Olson G B. Influence of alloying additions on the impurity induced grain boundary embrittlement[J]. Solid State Commun., 2001, 119: 585.
- [7] Zhang Dongbin, Wu Chengjian. Behavior of cerium in grain boundary segregation and its influence on equilibrium segregation of phosphorus at grain boundary in α -iron[J]. Acta Metallurgical Sinica, 1988, 24(2): 100.
(张东彬, 吴承建. Ce 在 α -Fe 晶界的偏聚及其对磷的晶界平衡偏聚的影响 [J]. 金属学报, 1988, 24(2): 100.)
- [8] Wang Haiyang, Gao Xueyun, Ren Huiping, *et al.* Density functional theory study on cerium occupying tendency and effecting mechanism in bcc α -Fe[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(11): 2739.
(王海洋, 高雪云, 任慧平, 等. 稀土 Ce 在 α -Fe 中占位倾向与作用机理的密度泛函理论研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(11): 2739.)
- [9] Jahazi M, Jonas J J. The non-equilibrium segregation of boron on original and moving austenite grain boundaries[J]. Mater. Sci. Eng. A, 2002, 335: 49-54.
- [10] Jones R B, Younas C M, Heard P J. The effect of microscale distribution of boron on the yield strength of C-Mn steels subjected to neutron irradiation[J]. Acta Metall., 2002, 50(17): 4395-4417.
- [11] Song S H, Guo M A, Shen D D, *et al.* Effect of boron on the hot ductility of 2.25Cr1Mo steel[J]. Mater. Sci. Eng. A, 2003, 360: 96-100.
- [12] Takahashi J, Kawakami K, Ushioda K, *et al.* Quantitative analysis of grain boundaries in carbon- and nitrogen added ferritic steels by atom probe tomography[J]. Scripta Materialia, 2012, 66: 207.
- [13] Han J C, Seolb J B, Jafari M, *et al.* Competitive grain boundary segregation of phosphorus and carbon governs delamination crack in a ferritic steel[J]. Materials Characterization, 2018, 145: 454.
- [14] Li Xiaobing, Dong Xin, Zhao Pengxiang, *et al.* Effect of Mg Addition on the temper embrittlement in 2.25Cr-1Mo steel doped with 0.056% P—Mg segregation behavior at grain boundary[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2021,

- 28(10): 1259-1267.
- [15] Wang Deyong, Qu Tianpeng. Development and prospect of Mg clean steel technology[J]. *Steelmaking*, 2020, 36(5): 1-13.
(王德永, 屈天鹏. 镁洁净钢新技术发展与展望 [J]. *炼钢*, 2020, 36(5): 1-13.)
- [16] Li Xiaobing, Min Yi, Liu Chengjun, *et al.* Effect of Mg addition on the characterization of γ - α phase transformation during continuous cooling in low carbon steel[J]. *Steel Research International*, 2015, 86(12): 1530-1540.
- [17] Liu Ying, Liu Jianhua, He Yang, *et al.* Effect of Mg addition on solidification structure and inclusions in ALSI4130 steel[J]. *Steelmaking*, 2022, 38(6): 6-13.
(刘颖, 刘建华, 何杨, 等. 镁处理对 AISI4130 钢组织及夹杂物的影响 [J]. *炼钢*, 2022, 38(6): 6-13.)
- [18] Li Yandong, Xing Weiwei, Li Xiaobing, *et al.* Effect of Mg addition on microstructure and properties of heat-affected zone in submerged arc welding of a Al-killed low carbon steel[J]. *Materials*, 2021, 14(9): 2445.
- [19] Sarma D S, Karasev A V, Jonsson P G. On the role of non-metallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels[J]. *ISIJ International*, 2009, 49(7): 1063-1074.
- [20] Badu S S, Bhadeshia H K D H. Stress and the acicular ferrite transformation[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1992, 156(1): 1-9.
- [21] Bor H Y, Chao C G, Ma C Y. The influence of magnesium on carbide characteristics and creep behavior of the Mar-M247 superalloy[J]. *Scr. Mater.*, 1997, 38(2): 329-335.
- [22] Sakata K, Suito H. Grain-growth-inhibiting effects of primary inclusion particles of ZrO_2 and MgO in Fe-10masspctNi alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(4): 1213-1223.
- [23] Kojima A, Kiyose A, Uemori R, *et al.* Super high HAZ toughness technology with fine microstructure imparted by fine particles[J]. *Nippon Steel Technical Research*, 2004(90): 2-6.
- [24] Tian Bo, Sun Ligen, Zhu Liguang. The behavior of pinned particles for Mg treated shipbuilding steel under high temperature[J]. *Steelmaking*, 2020, 36(6): 72-77.
(田博, 孙立根, 朱立光. 高温条件下 Mg 处理船体钢钉扎粒子的作用行为 [J]. *炼钢*, 2020, 36(6): 72-77.)
- [25] Ji Yongshuai, Li Yang, Jiang Zhouhua, *et al.* Process of adding magnesium oxide particles in preparation of iron and steel materials[J]. *China Metallurgy*, 2023, 33(2): 8-21.
(鸡永帅, 李阳, 姜周华, 等. 外加镁系氧化物粒子在钢铁材料制备中的进展 [J]. *中国冶金*, 2023, 33(2): 8-21.)
- [26] Han S Q, Zhao J Q, Wan R D, *et al.* Effect of microstructure on long-term aging stability of 2.25Cr-1Mo steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(2): 11-18.