

Si、Mn 元素对奥氏体不锈钢微观组织和拉伸性能的影响

陆成旭^{1,2}, 易昊钰³, 梁田², 王旻², 薛海龙¹, 马颖澈², 刘奎²

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 中国科学院金属研究所 核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 中广核研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

摘要: 为提高奥氏体不锈钢耐蚀性, 合金中可同时加入 Si、Mn 元素, 提高合金氧化膜形成能力, 同时增加奥氏体基体稳定性, 但 Si、Mn 的添加还能够对合金的冷变形组织和力学性能产生影响。本研究设计了不同硅、锰含量的奥氏体不锈钢, 采用 SEM、EPMA 以及 TEM 等方法表征合金显微组织形貌, 采用室温拉伸分析合金的力学性能。结果表明, Si 质量分数由 1.0%提高至 2.0%, 20% 冷变形合金组织中变形孪晶体积分数由 4.98%增加至 8.33%, 合金屈服强度由 620 MPa 提高至 682 MPa, 延伸率基本保持不变; Mn 质量分数由 1.5%提高至 2.0%, 变形孪晶体积分数由 8.33%减少至 7.22%, 屈服强度由 682 MPa 降低至 627 MPa, 延伸率由 16.0%增加至 21.3%; 添加 Si 元素, 合金中孪晶数量增加, 合金强度提高并保持塑性; 添加 Mn 元素, 合金中孪晶数量减少, 强度降低塑性增强。

关键词: 金属材料; 奥氏体不锈钢; 拉伸性能; 显微组织; 变形孪晶

中图分类号: TG142; TL341

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0187-08

铅冷快堆是核电领域中重点发展的第 4 代原子能堆型之一^[1,2], 燃料包壳管是快堆堆芯组件中的重要核心部件, 包壳管对内需要承受高能中子辐照并稳定导出热量, 对外需要经受冷却剂冲刷并避免堆芯放射性物质泄露, 服役条件非常苛刻, 因此快堆包壳管所用材料在流动液态金属、快中子辐照和高温等外部环境因素共同作用下仍需具备良好的综合性能^[3]。奥氏体不锈钢具有机械性能良好、耐腐蚀性能优异、价格低廉并且易于加工等特点^[4], 被广泛作为快堆包壳管的备选材料, 其中 15-15Ti 奥氏体不锈钢因其良好的抗辐照肿胀性能和优秀的中温力学性能, 常被应用在钠冷快堆燃料包壳管的制造^[5-8]。

铅冷快堆使用的关键燃料组件与钠冷快堆所用材料有相似的性能需求, 与钠冷快堆不同, 铅基快堆使用液态铅铋共晶合金 (lead-bismuth eutectic, LBE) 作为冷却剂^[9,10], LBE 具有优良的抗辐照能力和导热能力, LBE 比液态金属钠的有着更强的化学稳定性, 但 LBE 对金属材料有较强的腐蚀性使得铅基快堆燃料包壳管的工作环境更加恶劣^[11]。15-15Ti 奥氏体不锈钢长期在 LBE 冷却环境下服役会发生严重的氧化和溶解

腐蚀, 例如铅铋元素向奥氏体基体内渗入, 基体关键合金元素溶出等^[12-14]。因此, 若要在铅基快堆内同样使用 15-15Ti 奥氏体不锈钢制造包壳管, 需要优化成分提高其耐铅铋腐蚀性能。

有研究指出^[15,16], 高硅铁素体/马氏体钢比商用 T91 钢有更好的耐 LBE 腐蚀性能, 在高硅奥氏体不锈钢中形成的含硅化合物对不锈钢起到了促进钝化的作用, 提高耐蚀性能。在几种主要耐蚀合金元素中, 硅的价格相对低廉, 而对耐蚀性提高作用明显, 是改善合金耐蚀性的首选元素。对于奥氏体不锈钢, 过量添加硅元素会增大合金中铁素体的析出几率, 并引发晶界碳化铬析出, 使晶界处铬元素贫化, 恶合金的机械与耐蚀性能^[4]。

对于核用奥氏体不锈钢, 为降低其在服役过程中产生的辐照肿胀, 包壳管材料通常包含不同程度的冷变形, 减少合金中子辐照过程形成点缺陷的数量。冷变形过程可在合金中产生一定量的变形孪晶, 并影响合金的力学性能^[8,17]。除提高耐蚀性外, 硅元素可降低合金层错能, 促进变形孪晶形成。奥氏体不锈钢中通常含有一定量的锰元素, 锰能够扩大 γ 相区, 稳定

收稿日期: 2020-04-17

基金项目: 辽宁省自然科学基金 (2019-BS-248)

作者简介: 陆成旭, 男, 1995 年生, 硕士生, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, 电话: 024-83970096, E-mail: luchengxu2010@foxmail.com

奥氏体组织, 抵消一部分由硅元素带来的组织不稳定性。此外, 锰还可增大合金层错能, 同样影响合金的冷变形组织结构, 但其作用趋势刚好与硅元素相反^[18-21]。为澄清硅元素和锰元素对铅基快堆用奥氏体不锈钢冷变形组织性能的影响, 针对不同硅、锰含量的合金开展了显微组织和变形特性研究。

1 实验

实验共设计 4 种不同硅、锰含量的奥氏体不锈钢, 其主要的制备工艺流程如下: 经真空感应、真空自耗重熔双联冶炼成 50 kg 钢锭, 实际成分如表 1 所示。自耗锭经拔长锻造、热轧至 10 mm 厚的板材, 后经多道次的退火处理及冷轧, 最终获得厚度为 2 mm、宽度为 120 mm 并具有 20%冷变形量的冷轧板材。

室温拉伸所用试样形状及尺寸如图 1 所示。取样方向平行于板材轧制方向, 每种成分合金取 3 支平行试样, 测试标准为 GB/T 228.1-2010。拉伸实验在万能试验机上进行, 得到各个成分合金的工程应力-应变曲线等原始数据, 按照体积不变原则换算可得到真应力-应变曲线 (去除了部分弹性变形和不均匀塑性变形段), 通过微分计算得到的各个合金的加工硬化速率-真应变曲线。

合金的微观组织观察采用光学显微镜 (OM, Axio Observer ZI m)、场发射扫描电镜 (SEM, INSPECT F50)、透射电镜 (TEM, FEI Tecnai F30) 和电子探针 (EPMA, JOEL JXA-8530F) 等。OM、SEM 和 EPMA

形貌观察所用样品均取自各板材端部的中心位置, 样品使用砂纸按顺序打磨并抛光; OM 和 SEM 样品使用氯化铁盐酸水溶液浸泡擦拭腐蚀, 时间约 3 min; EPMA 样品用含有 10%高氯酸的乙醇溶液电化学刻蚀, 刻蚀电流约 1.5 A, 时间约 20 s, 观察方向均沿轧制纵向; TEM 分析所用样品在各板材端部的中心位置切取约为 0.7 mm 的薄片, 将其两面用砂纸按顺序打磨至厚度约为 50 μm 薄片, 冲孔成直径约 3 mm 的薄圆片, 将该薄圆片用含有 10%高氯酸的乙醇溶液用双喷电解减薄的方式制取样品。

2 结果及讨论

2.1 原始组织分析

图 2 给出各个合金在冷变形状态下的金相组织形貌。各成分合金的冷变形组织均匀性良好, 均为奥氏体基体, 晶粒沿着板材轧制方向被拉长, 晶粒尺寸约 21 μm 。图 2 中晶粒内的黑色条纹组织为变形孪晶, 比较图 2a~2c 可知, 晶粒内黑色条纹密度增加, 数量增多, 表明随合金 Si 含量增大, 在相同冷变形条件下变形孪晶数量增多; 比较图 2c 和 2d, 组织内的黑色条纹数量明显减少, 这表明 Mn 含量增加使得合金组织内变形孪晶的数量降低。现有文献表明, 在较低放大倍数下观察到的大片变形孪晶条纹区域, 其内部是由更为细小的纳米孪晶片层所构成^[18,22,23], 因此金相组织仅能观察各合金组织内变形孪晶数量的变化趋势, 要统计具体数值仍需要更高倍数的扫描电镜来完成。

表 1 奥氏体不锈钢的化学成分

Table 1 Composition of austenitic stainless steel (wt%)

Steel	C	Ni	Cr	Si	Mn	Ti	Mo	Fe
Q1 (1.0 Si)	0.062	15.20	16.86	1.04	1.45	0.38	1.51	Bal.
Q2 (1.5 Si)	0.064	15.20	16.90	1.50	1.47	0.38	1.51	Bal.
Q3 (2.0 Si/1.5 Mn)	0.063	15.10	16.85	2.01	1.45	0.38	1.51	Bal.
Q4 (2.0 Mn)	0.064	15.80	16.86	1.97	1.90	0.38	1.51	Bal.

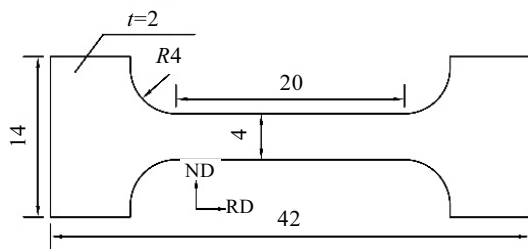


图 1 拉伸试样示意图

Fig.1 Schematic of tensile test specimen (unit: mm)

图 3 给出各成分合金在冷变形状态下的 SEM 电子背散射图像, 晶界处呈灰色较大尺寸方块状的是 TiN 相, 组织内白色细小颗粒状的是 TiC 相, 晶粒内的细小沟壑状紧密分布的板条是变形孪晶, 这些板条的平均尺寸约为 0.6 μm 。SEM 组织照片能够更加清晰地表现出不同成分合金组织内变形孪晶数量的差异。通过比较图 3a~3c 可知, 随合金中 Si 含量增加, 不仅整体上变形孪晶数量逐渐增多, 而且晶粒内变形孪晶的覆盖面积也在逐渐增大, 甚至充满整个晶粒; 相反, 通过比较图 3c 和 3d, Mn 含量的增加直接导致晶粒内

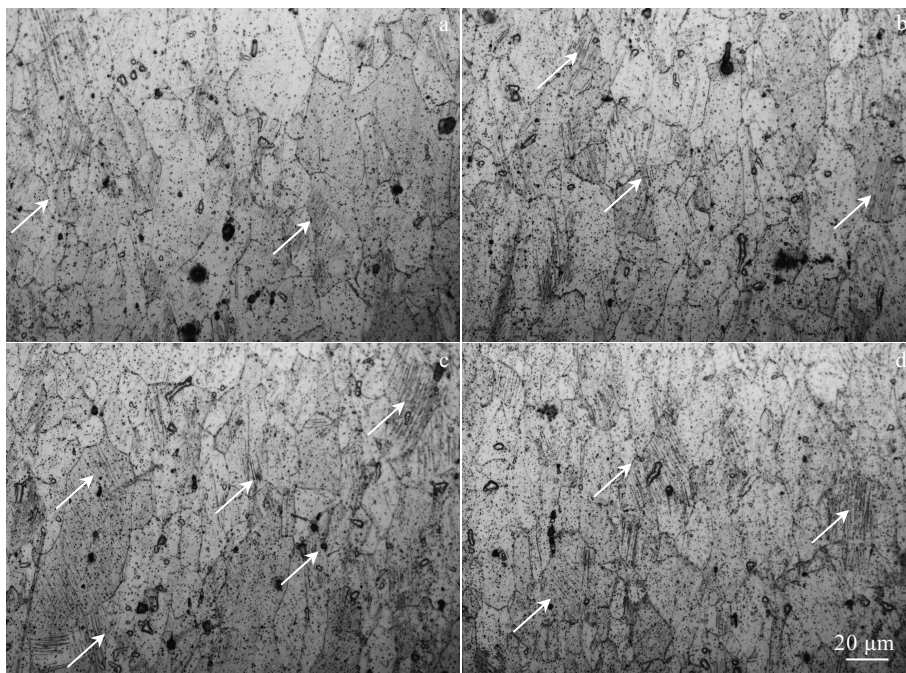


图 2 不同成分奥氏体不锈钢在冷变形状态的金相显微组织照片

Fig.2 OM images of different austenitic stainless steels under cold-worked conditions: (a) Q1, (b) Q2, (c) Q3, and (d) Q4

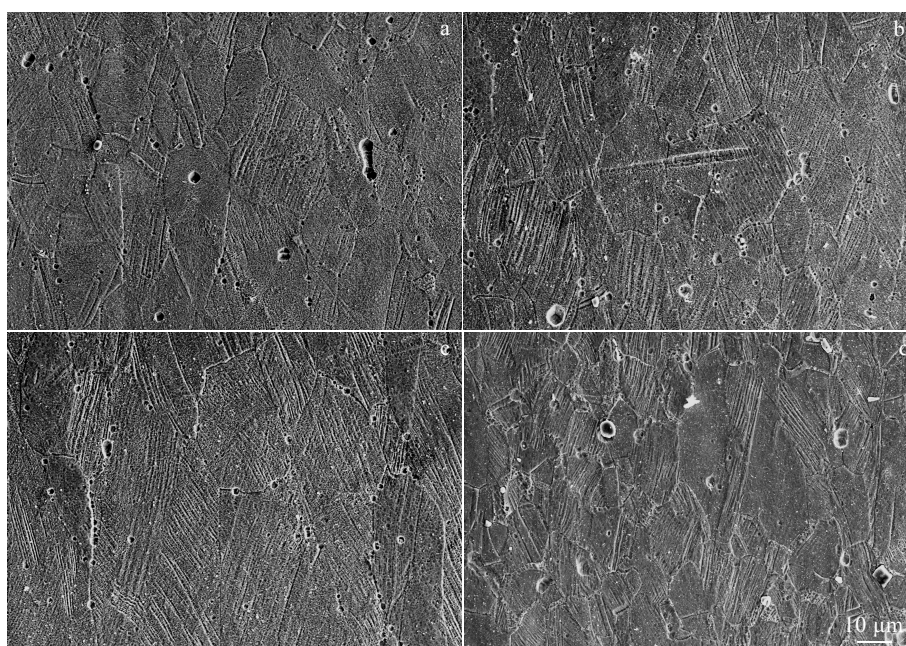


图 3 不同成分奥氏体不锈钢在冷变形状态的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of different austenitic stainless steels under cold-worked conditions: (a) Q1, (b) Q2, (c) Q3, and (d) Q4

的变形孪晶覆盖面积缩小, 孪晶数量减少。SEM 所用样品由于化学腐蚀不均匀导致表面深浅不一, 给孪晶的定量统计带来较大误差。

EPMA 的背散射模式相比 SEM 所使用的电子束能量更高, 样品使用电化学刻蚀的方法使表面均匀腐蚀, 可获得衬度和清晰度更好的形貌以获得更准确的

统计结果^[24]。图 4 给出了各成分合金在冷变形状态下的 EPMA-BSE 图像,灰白色长直板条即为变形孪晶,这些板条通常会贯穿整个晶粒,板条的平均宽度为 0.1~0.3 μm ,每个晶粒内部板条分布均匀,均无明显缺陷。比较图 4a~4c 以及图 4c 和 4d, Si、Mn 对变形孪晶的影响与 SEM 图所示结果一致。EPMA 的形貌图片对变形孪晶的分辨精细程度更高,所展示的变形板条宽度更细,统计结果相比 SEM 图更准确。

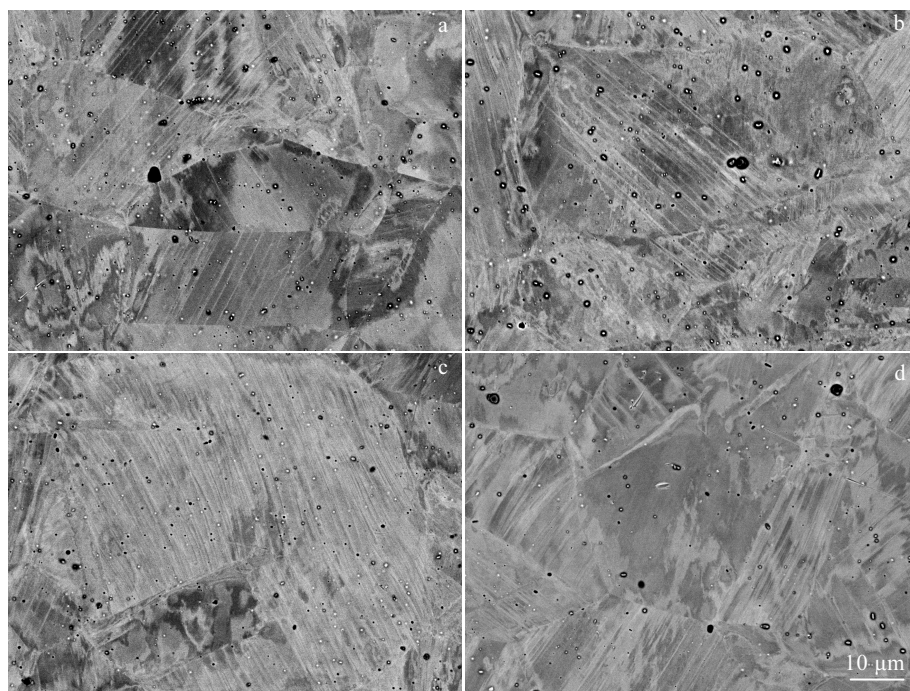


图 4 不同成分奥氏体不锈钢在冷变形状态的 EPMA 像

Fig.4 EPMA images of different austenitic stainless steels under cold-worked conditions: (a) Q1, (b) Q2, (c) Q3, and (d) Q4

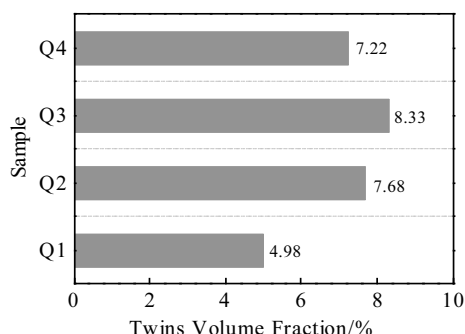


图 5 不同成分奥氏体不锈钢在冷变形状态的变形孪晶体积分数

Fig.5 Volume fraction of twins of different austenitic stainless steels under cold-worked conditions

图 5 给出根据 EPMA 图像统计的各个合金中变形孪晶所占百分比, Q1、Q2、Q3 和 Q4 的孪晶占比分别为 4.98%、7.68%、8.33%和 7.22%, Si 质量分数增加 1.0%, 变形孪晶占比增加 3.35%, 而 Mn 质量分数增加 0.5%, 变形孪晶占比降低 1.11%。组织中变形孪晶数量的变化趋势与合金的室温拉伸性能相符, 即随孪晶数量增多, 合金屈服强度和抗拉强度增加, 反之降低。

图 6 给出各成分合金在冷变形状态下的变形孪晶组织 TEM 形貌。图中深色带状组织即为纳米孪晶片层, Q1、Q2、Q3 和 Q4 合金内孪晶片层的平均厚度分别为 15、23、35 和 27 nm。比较图 6a~6c, 合金中的孪晶板条宽度逐渐增加, 板条间距逐渐缩小, 变形孪晶密度逐渐增加; 比较图 6c 和 6d, 孪晶板条宽度略有减小, 板条间距扩大, 变形孪晶密度下降; 图 6e 为变形孪晶和基体的选区电子衍射花样。

室温条件下, 位错滑移和孪生是晶体 2 种主要的塑性变形方式。滑移是位错运动的结果, 位错运动阻力的大小一般取决于位错宽度, 位错宽度越大, 则位错运动所需克服的阻力越小^[25]。孪生是晶体在切应力作用下沿着一定的晶面和晶向在一个区域内发生连续的切变, 已变形和未变形的部分沿孪晶面保持镜面对称。对于滑移系数量众多的面心立方金属, 一般位错

滑移所需的临界分切应力要小于孪生形变, 滑移相对于孪生更容易发生。

但在合金中添加某些降低层错能 (stacking fault energy, SFE) 的元素, 例如 Si, 能够促进材料的孪生变形^[26]。层错能的大小可以反映位错交滑移的难易程度, 层错能越小则层错带越宽, 交滑移越困难, 产生滑移所需克服的临界分切应力增大, 孪晶形成的可能性增加^[19,20,27,28], 变形过程中产生孪晶数量增多, 从而对合金的力学性能产生影响^[26]。本实验中 Si 含量的提高使得相同冷变形量合金内形成的变形孪晶数量增多, Mn 的作用与 Si 相反, Mn 可以提高合金的层错能, 在相同冷变形条件下减少变形孪晶形成数量。

2.2 室温拉伸曲线及断裂组织分析

所有合金的室温拉伸性能已在表 2 中给出。Si 质量分数由 1.0%提高至 2.0%, 合金屈服强度和抗拉强度分别提高 62 MPa 和 76 MPa, 延伸率基本保持不变; Mn 质量分数由 1.5%提高至 2.0%之后, Q4 相比 Q3 合金的屈服强度和抗拉强度分别降低 55 和 38 MPa, 延伸率增加 5.3%。

图 7a 和 7b 给出了各个成分合金在室温条件下的工程应力-应变曲线与真应力-应变曲线。图 7c 是图 7b 经微分计算得到的加工硬化速率-真应变曲线, 图 7d 是合金加工硬化速率-真应变曲线在真应变 0.03~0.06 区间内的放大图。图 7d 表明了冷变形合金在屈服之后的加工硬化曲线差异, 在加工硬化率快速下降阶段, Q3 合金的变形孪晶数量最多, 加工硬化率最大。当真应变 ε 小于 0.045 时, 在此区间内各成分合金加工硬化率均急剧下降; 真应变 ε 大于 0.045, 合金加工硬化率下降的速度降低, 各曲线表现较为平缓。

对于奥氏体不锈钢, 加工硬化的形成机制一般有位错强化、晶界强化、第二相强化、相变强化以及孪晶强化等^[25,29]。本实验所用不锈钢属于稳定的奥氏体合金, 在拉伸变形过程中奥氏体组织没有发生相转变, 由于室温拉伸变形过程速度较快, 动态回复现象及其对合金组织性能的影响可忽略不计; 合金在相同冷变形条件下, 其晶粒尺寸均在相同水平, 晶界强化对不同成分的合金的性能影响较小; 通过对合金的 SEM 形

貌观察, 第二相粒子的数量和尺寸也无明显差别, 因此对于本实验, 变形孪晶数量不同是各个合金性能差异的主要来源。

图 8a 是一种低层错能钢的典型加工硬化率-真应变曲线, 其加工硬化行为可分为 4 个阶段。这种材料在拉伸前未经冷变形处理, 只有在材料拉伸变形的过程中, 变形孪晶从无到有。第 I 阶段, 变形初期孪晶尚未形成, 位错处于动态回复时期并不断增殖, 表现为合金的加工硬化率急剧下降; 第 II 阶段, 变形孪晶大量形成, 位错仍然继续增殖, 但新形成的孪晶阻碍了位错运动和滑移, 使这些位错转向孪晶更少的低应变区域, 此期间加工硬化率处于动态平衡时期, 数值几乎不变; 第 III 阶段, 变形孪晶的形成速率大幅下降, 新孪晶形成的数量减少, 而位错是随着拉伸进行不断增殖, 此期间合金的加工硬化率继续下降。第 IV 阶段, 由于几乎没有新形成的孪晶来阻碍位错运动, 变形量持续增大直至合金断裂^[18,20,23,30]。

不同的是, 本实验所用材料在拉伸实验前经过冷变形处理, 组织内就已存在大量均匀分布的变形孪晶, 图 8b 是 Q3 合金的加工硬化率-真应变曲线, 其加工硬化行为可分为 2 个阶段。第 I 阶段, 在变形初期, 除原有孪晶外, 新的变形孪晶尚未形成, 位错的不断增殖使合金加工硬化率急剧下降。但在拉伸过程中, 变形孪晶的形成速率没有大幅增加和下降的波动过程, 因此 Q3 合金缺少了前述的第 II 阶段和第 III 阶段, 随着变形继续进行开始第 IV 阶段直至断裂。

图 9 给出 Q3 (2.0% Si)合金在室温拉伸后的组织形貌, 图 9a 是 Q3 合金断口纵剖面 SEM 图像, 经过拉伸变形, 晶粒沿着应力方向拉长, 断口处的晶粒受到较大的形变导致在 SEM 形貌中其晶界难以分辨。图 9b 和 9c 给出 Q3 合金拉断后和拉断前的金相组织形貌, 通过 OM 组织图片观察, 断后拉长的晶粒内部存在大量的变形孪晶, 但未发现明显的宏观滑移带, 断后组织内孪晶数量要略多于拉伸前。图 9d 是 Q3 合金断口横截面的 SEM 形貌, 拉伸后的断口组织呈现韧窝状, 表明奥氏体不锈钢塑性较好。图 9e 是 Q3 合金断裂位置的 TEM 形貌, 相互交叉的一次、二次孪晶能够共同阻碍位错滑移。

综上所述, 在奥氏体不锈钢中加入 Si 元素, 合金层错能降低, 变形孪晶更易形成, 合金的屈服和抗拉强度提高, 同时由于变形孪晶对位错滑移的阻碍作用, 强度提高的同时并未降低其塑性; 在奥氏体不锈钢中加入 Mn 元素, 合金层错能提高, 位错滑移变得更为容易, 同时由于变形孪晶数量的减少使其对位错滑移的阻碍作用降低, 合金的塑性提高, 强度降低。

表 2 实验合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of austenitic stainless steel

Steel	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
Q1 (1.0 Si)	620	703	16.1
Q2 (1.5 Si)	666	758	16.4
Q3 (2.0 Si/1.5 Mn)	682	779	16.0
Q4 (2.0 Mn)	627	741	21.3

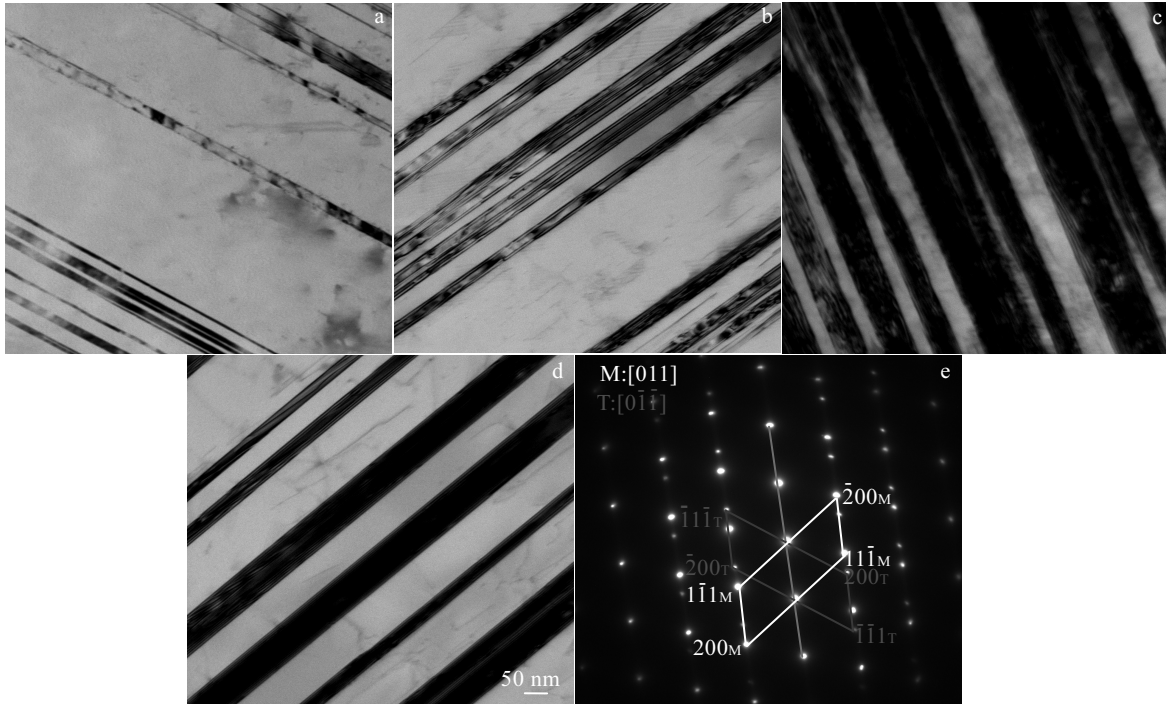


图 6 不同成分奥氏体不锈钢在冷变形状态的 TEM 像

Fig.6 Bright-field TEM images of different austenitic stainless steels under cold-worked conditions: (a) Q1, (b) Q2, (c) Q3, and (d) Q4; (e) $[011]_M$ SAED pattern of the deformation twins and austenitic matrix

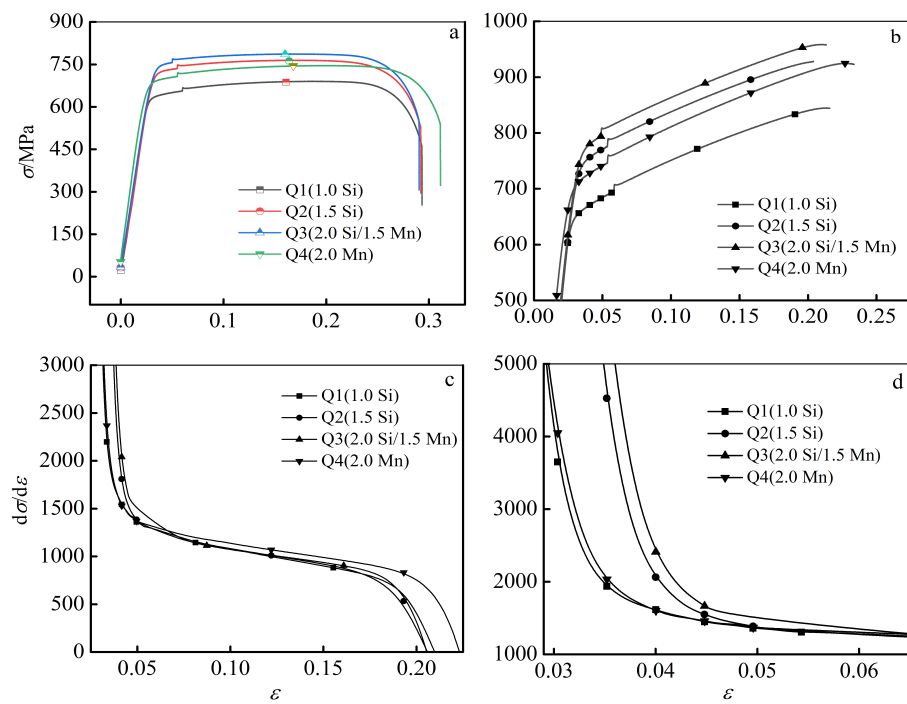


图 7 不同成分奥氏体不锈钢的应力-应变及加工硬化率-真应变曲线

Fig.7 Engineering stress-strain curves (a) and true stress-strain curves (b) of austenitic stainless steel; work hardening rate-true strain curves for strain of 0.05~0.2 (c) and 0.03~0.06 (d)

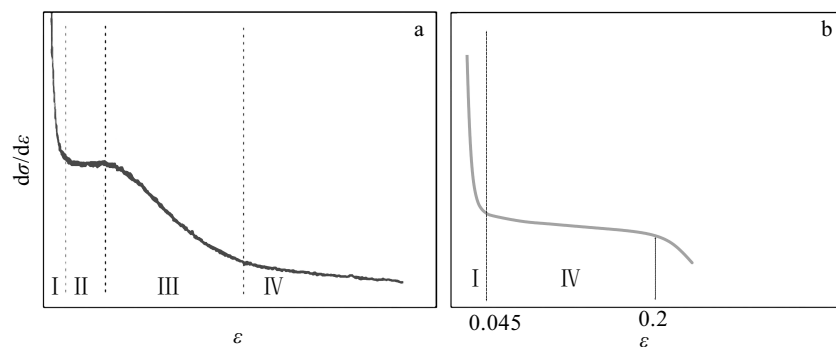


图 8 一种低 SFE 钢的孪晶与 Q3 合金的加工硬化率-真应变曲线对比

Fig.8 Comparison of work hardening rate-true strain curves between a low SFE steel (a) and Q3 alloy (b)

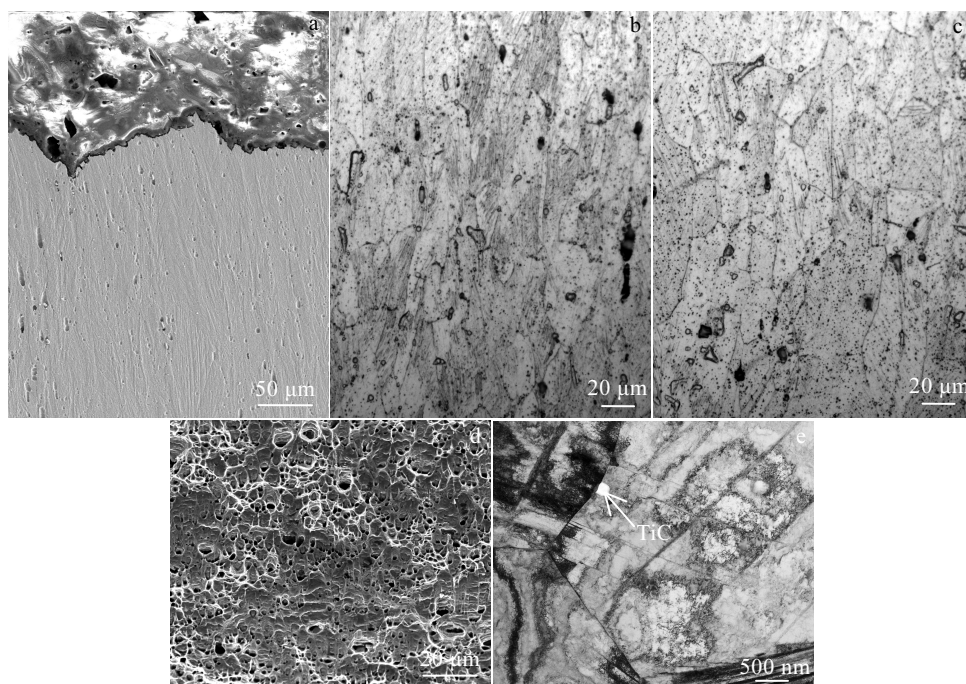


图 9 Q3 合金断口及组织

Fig.9 SEM image of Q3 alloy after tensile (a); OM images of Q3 alloy before (b) and after (c) tensile; tensile fracture morphology of Q3 alloy (d); TEM image of Q3 alloy after tensile (e)

3 结论

1) Si 元素添加降低合金层错能, 变形孪晶更易于在合金冷变形过程中生成, 变形孪晶数量随 Si 含量升高而增多; Mn 元素提高合金的层错能, 减少变形孪晶在合金变形过程中的形成数量。

2) 变形孪晶数量增多提高合金强度, 并不降低合金塑性。当奥氏体不锈钢 Si 元素质量分数由 1.0%增加至 2.0%, 变形孪晶占比增加 3.35%, 合金的屈服强度提高 62 MPa, 抗拉强度提高 76 MPa, 延伸率基本保持不变; 合金内 Mn 元素质量分数由 1.5%增加至

2.0%, 变形孪晶占比减少 1.11%, 合金的屈服强度降低 55 MPa, 抗拉强度降低 38 MPa, 延伸率增加 5.3%。

3) 含硅含锰奥氏体不锈钢变形孪晶增殖能力有限, 在 20%冷变形过程中变形孪晶已基本生成完毕, 在随后的拉伸变形过程中未继续生成更多的变形孪晶, 加工硬化曲线表现为 2 个阶段。

参考文献 References

- [1] Abram T, Ion S. *Energy Policy*[J], 2008, 36(12): 4323
- [2] Ichimiya M, Mizuno T, Kotake S. *Nucl Eng Technol*[J], 2007, 39(3): 171

- [3] Raj B, Mannan S L, Rao P R V *et al.* *Sadhana*[J], 2002, 27(5): 527
- [4] Lo K H, Shek C H, Lai J K L. *Mater Sci Eng R*[J], 2009, 65(4): 39
- [5] Cautaerts N, Delville R, Dietz W *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2017, 493: 154
- [6] Ha V T, Jung W S. *Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528(24): 7115
- [7] Li H, Bai P, Lin Z *et al.* *Fusion Eng Des*[J], 2017, 125: 384
- [8] Huang Q Y, Wu Y C, Li J G *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2009, 386-388: 400
- [9] Gong X, Li R, Sun M *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2016, 482: 218
- [10] Gromov B F, Belomitcev Y S, *Nucl Eng Des*[J], 1997, 173(1): 207
- [11] Tuček K, Carlsson J, Wider H. *Nucl Eng Des*[J], 2006, 236 (14-16): 1589
- [12] Kurata Y, Futakawa M. *J Nucl Mater*[J], 2004, 325(2): 217
- [13] Kondo M, Takahashi M. *J Nucl Mater*[J], 2006, 356(1): 203
- [14] Martín F J, Soler L, Hernández F *et al.* *J Nucl Mater*[J], 2004, 335(2): 194
- [15] Dong Hong(董红). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Science, 2012
- [16] Zhang Chen(张晨). *Thesis of Master Degree*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin institute of technology, 2016
- [17] Zhang Ruxian(张汝娴), Xie Guangshan(谢光善). *Fast Neutron Reactor Fuel Element*(快中子堆燃料元件)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007
- [18] Rémy L. *Metall Trans A*[J], 1981, 12(3): 387
- [19] Brofman P J, Ansell G S. *Metall Trans A*[J], 1978, 9(6): 879
- [20] Xiong R, Peng H, Wang S *et al.* *Mater Des*[J], 2015, 85: 707
- [21] Li D, Feng Y, Song S *et al.* *J Alloy Compd*[J], 2015, 618: 768
- [22] Shi X, Liang Y, Liu B *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2019, 762: 138 095
- [23] Jeong K, Jin J E, Jung Y S *et al.* *Acta Mater*[J], 2013, 61(9): 3399
- [24] Cui Jiqiang(崔继强). *Thesis of Master Degree*(硕士论文)[D]. Wuhan: China University of Geosciences, 2019
- [25] Yang Dezhuang(杨德庄). *Dislocation and Strengthening Mechanisms of Metals*(位错与金属强化机制)[M]. Harbin: Institute of Technology Press, 1991
- [26] Hu Genxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡洵), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2000
- [27] Allain S, Chateau J P, Bouaziz O *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2004, 387-389: 158
- [28] Lehnhoff G R, Findley K O, De Cooman B C. *Scripta Mater*[J], 2014, 92: 19
- [29] Shu Delin(束德林). *Mechanical Properties of Engineering Materials*(工程材料力学性能)[M]. Beijing: China Machine Press, 2014
- [30] Liang X, McDermid J R, Bouaziz O. *Acta Mater*[J], 2009, 57(13): 3978

Effect of Si and Mn on Microstructure and Tensile Properties of Austenitic Stainless Steel

Lu Chengxu^{1, 2}, Yi Haoyu³, Liang Tian², Wang Min², Xue Hailong¹, Ma Yingche², Liu Kui²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(2. CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(3. China Nuclear Power Technology Research Institute, Shenzhen 518000, China)

Abstract: Si and Mn are usually added into austenitic stainless steels to improve their corrosion resistance by improving the oxide film forming ability and increasing the stability of austenite matrix. However, the addition of Si and Mn significantly affects the microstructure and mechanical properties of the cold-worked material. In this study, austenitic stainless steels with different Si and Mn contents were designed. The microstructure of the alloys is characterized by SEM, EPMA, and TEM, and the mechanical properties are evaluated by tensile tests at room temperature. As Si content increases from 1.0wt% to 2.0wt%, the volume fraction of deformation twins increases from 4.98% to 8.33%, the yield strength increases from 620 MPa to 682 MPa, and the elongation basically remains constant; as Mn content increases from 1.5 wt% to 2.0wt%, the volume fraction of the deformation twins decreases from 8.33% to 7.22%, the yield strength decreases from 682 MPa to 627 MPa, and the elongation increases from 16.0% to 21.3%. Si addition increases the quantity of deformation twins in the alloy, improves the strength of the alloy and maintains plasticity; Mn addition reduces the number of the deformation twins in the alloy, reduces the strength of the alloy and enhances plasticity.

Key words: metallic materials; austenitic stainless steel; tensile properties; microstructure; deformed twins

Corresponding author: Wang Min, Ph. D., Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23970096, E-mail: minwang@imr.ac.cn