

超级贝氏体对 1.37 wt.% C 超高碳钢强度和韧性的影响

刘宏基¹, 宋兆焕¹, 张喜亮¹, 谢海龙¹, 郑立允¹, 柳永宁², 赵树国³

(1. 河北工程大学材料科学与工程学院, 河北邯郸 056038; 2. 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西西安 710049; 3. 邯郸职业技术学院, 河北邯郸 056001)

摘要: 研究 1.37 %C(质量分数)超高碳钢(UHCS-1.37C)经 990℃奥氏体化, 270℃和 310℃等温淬火不同时间后空冷的组织和力学性能。组织研究表明, UHCS-1.37C 经等温淬火热处理后获得了由纳米级贝氏体铁素体+薄膜状残余奥氏体组成的超级贝氏体组织。在同一等温温度下, 随着等温时间的延长, 超级贝氏体的数量不断增加, 马氏体数量减少; 在相同的等温时间内, 等温温度越高, 生成的超级贝氏体数量越多。力学测试结果表明, UHCS-1.37C 在 310℃等温 8 h 后获得了最佳的强韧性配合, 其抗拉强度为 1 622 MPa, 断后伸长率为 5.5 %, 冲击吸收能量为 12.7 J。UHCS-1.37C 等温组织优异的力学性能归因于超级贝氏体组织。

关键词: 超高碳钢; 超级贝氏体; 强度; 韧性

中图分类号: TG142

文献标志码: A

Effect of superbainite on the strength and toughness of ultrahigh-carbon steel with 1.37 wt.% C

LIU Hongji¹, SONG Zhaohuan¹, ZHANG XiLiang¹, XIE Hailong¹, ZHENG Liyun¹,
LIU Yongning², ZHAO Shuguo³

(1.School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Engineering, Hebei Handan, 056038, China;
2.State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Shanxi Xi'an,
710049, China; 3.Handan Polytechnic College, Hebei Handan, 056001, China)

Abstract: The microstructures and mechanical properties of an ultrahigh-carbon steel with 1.37 wt.%C subjected to austenitization at single γ phase region and austempering at low temperatures have been studied. The results show that a superbainite comprising lamar bainite ferrite and film-type retained austenite is generated. An impact absorbed energy of 12.7 J, a fraction strength of 1 622 MPa and an elongation of 5.5% are obtained for UHCS-1.37C austempered at 310 °C for 8 h. The combination of excellent strength and toughness is attributed to the superbainite.

Key words: ultrahigh-carbon steel; superbainite; strength; toughness.

超高碳钢(Ultrahigh-carbon Steel, UHCS)是指 C 含量为 1.0%~2.1%(质量分数,下同)的碳钢和合金钢^[1-4]。UHCS 在高温奥氏体化并缓慢冷却后,在晶界上生成网状碳化物,从而导致强度和韧性降低,因此, UHCS 在工业上长期被遗弃^[2]。上世纪 70 年代中期, Sherby 等^[5]开始研究 UHCS 的超塑性,并制订了多个破碎网状碳化物并获得超细化铁素体+球状碳化物组织的工艺。近年来,研究人员

又采用循环热处理^[6]、喷射成形^[7]等工艺制备超细晶 UHCS。尽管 UHCS 被广泛研究,但由于 UHCS 的焊接性能很差,所以长时间以来并没有在工业界得到应用^[8-9]。超级贝氏体是近年来在高碳高硅钢中获得的一种新型贝氏体组织,其由纳米级的贝氏体铁素体和残余奥氏体薄膜交替组成。由于晶粒细化及 TRIP 效应,使得其具有高的强度和塑性^[9-12]。本文拟在超高碳钢中获得超级贝氏体组织以增加其塑

收稿日期: 2018-03-16

特约专稿

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51701059); 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室开放研究项目(20171908)

作者简介: 刘宏基(1986-),男,河北广平人,博士,讲师,主要从事钢的强韧化及相变机理研究。

韧性。UHCS 贝氏体组织具有优良的综合力学性能^[13-14]。在上述研究中, UHCS 高的强度均采用了复杂的形变热处理或者循环热处理工艺。本文避免了复杂的热温加工工序, 仅采用高温奥氏体化 + 等温淬火对 UHCS 进行处理即得到了强韧性良好的性能, 同时采用 TEM 和 XRD 确定了 UHCS 等温组织的本质。

1 实验方法

实验用钢 (UHCS-1.37C) 基本化学成分为 1.37% C, 0.51% Si, 0.59% Mn, 1.43% Cr, 1.37% Al, 其余为 Fe。采用真空感应熔炼炉浇注成 50 kg 铸锭, 在 1 200 °C 充分奥氏体化后锻造成直径为 $\Phi 50$ mm 的棒料。冲击试样参照 GB/T 229-2007 加工, 缺口为 U 型。拉伸试样参照 GB/T 228.1-2010 加工成 $\Phi 6$ mm, 标距 30 mm 的圆棒。试样在 990 °C 奥氏体化 15 min, 采用 JmatPro6.0 软件计算了实验用钢在 990 °C 奥氏体化后的 TTT 曲线, 结果显示 270 °C 等温转变开始时间为 1 008 s, 结束时间为 16.0 h, 310 °C 等温转变开始时间为 350 s, 结束时间为 5.6 h。因此, 等温热处理工艺定为在 270 °C 分别等温 1、2、4 和 8 h 后空冷; 在 310 °C 分别等温 0.5、1、2、4 和 8 h 后空冷。热处理结束后所有试样经磨削至国标尺寸。拉伸试验采用 Instron1195 材料试验机, 拉伸速率为 1 mm/min, 冲击试验采用国产 150 J 冲击试验机 (25 °C 室温下)。利用 HY-150A 洛氏硬度计测试基体硬度。

试验结束后, 采用线切割取样, 并用不同型号金相砂纸研磨抛光, 最后用 4% 硝酸酒精腐蚀。采用 MA200 光学显微镜 (OM) 和 JSM-6390 型扫描电子显微镜 (SEM) 进行观察微观组织形貌。采用 Image-Pro-Plus 6.0 软件对贝氏体数量进行统计。透射试样首先采用线切割切成厚 0.4 mm 的圆片, 然后用 2000 # 砂纸磨至 30~50 μm 后抛光, 最后在 -20 °C 的 5% 高氯酸 +95% 乙醇溶液中进行双喷电解减薄。采用 JEM-2100F 型透射电子显微镜 (TEM) 进行组织观察, 加速电压 200 kV。利用 XRD-7000 型衍射仪对残余奥氏体进行定性和定量分析, 衍射仪具体参数为: 扫描电压为 40 kV, 扫描电流为 40 mA, 扫描速度为 4 deg/min, 扫描范围为 35° ~105°。利用奥氏体 (200)(220) 和 (311) 峰, 铁素体 (200)(220) 和 (211) 峰进行了定量分析^[15]。利用 Dyson 和 Holmes 公式计算了残余奥氏体中的碳含量^[16]。

2 结果与讨论

2.1 组织形貌观察

图 1 为 UHCS-1.37C 在 310 °C 等温不同时间后的金相照片, 从图 1 中可以看出, 当等温时间较短时 (<1 h), 组织主要由贝氏体束 (B), 粗大的片状马氏体 (M) 以及残余奥氏体 (RA) 组成。此外, 还有极少量球状残余碳化物 (C)。马氏体的形成是由于溶入奥氏体中的碳和合金元素基本为合金平均成分, 导致马氏体相变点很低, 因此空冷时就可以形成马氏体; 同时生成的贝氏体数量较少, 对马氏体相变无约束, 利于马氏体切变。但因为奥氏体化温度近 1 000 °C, 所以生成的马氏体十分粗大, 中脊线清晰可见。等温时间为 2 h 时, 贝氏体数量逐渐增多, 马氏体与残余奥氏体混合在一起, 光镜下无法辨析。当等温时间延长后 (4 h 和 8 h), 贝氏体数量进一步增多, 块状残余奥氏体尺寸变小数量减少, 此时组织中无马氏体产生, 主要原因是未转变奥氏体尺寸变小, 马氏体切变受到了约束。

图 2 为 UHCS-1.37C 在 270 °C 和 310 °C 等温不同时间后贝氏体组织体积分数随着时间的变化。可以看出, 随着时间的延长, 贝氏体转变数量愈来愈多。值得注意的是, 在等温时间少于 2 h 时, 试样在 310 °C 等温转变的速率明显比 270 °C 快, 而在等温时间大于 4 h 后, 二者转变速率接近。对于这种现象, 可做如下解释: 270 °C 时等温温度较低, C 原子扩散较慢, 贝氏体长大速率较慢, 因此在相同的等温时间内, 生成的贝氏体数量较少, 如图 3 所示, 但这也导致了 270 °C 等温 2 h 的组织中粗大的马氏体清晰可见; 然而, 270 °C 等温时的贝氏体形核数量较多, 因此在后期转变速率加快。另外, 从图 4 的扫描照片中可以看出, 270 °C 等温生成的超级贝氏体组织比 310 °C 的细小。等温温度越低, 超级贝氏体组织越细, 有两个原因^[17-18]: 一是等温温度越低, 自由能差越大, 形核驱动力越大; 二是等温温度越低, 奥氏体的强度越高, 因此阻碍贝氏体铁素体界面移动。

2.2 TEM 及 XRD 分析

利用 TEM 和 XRD 分析了 UHCS-1.37C 等温组织的微观结构和相组成。图 5 为 UHCS-1.37C 在 270 °C 等温 8 h 后组织的 TEM 像及衍射斑点。可以看出, UHCS-1.37C 等温组织的亚结构为层状贝氏体铁素体 (Bainite Ferrite, BF) 和薄膜状残余奥氏体

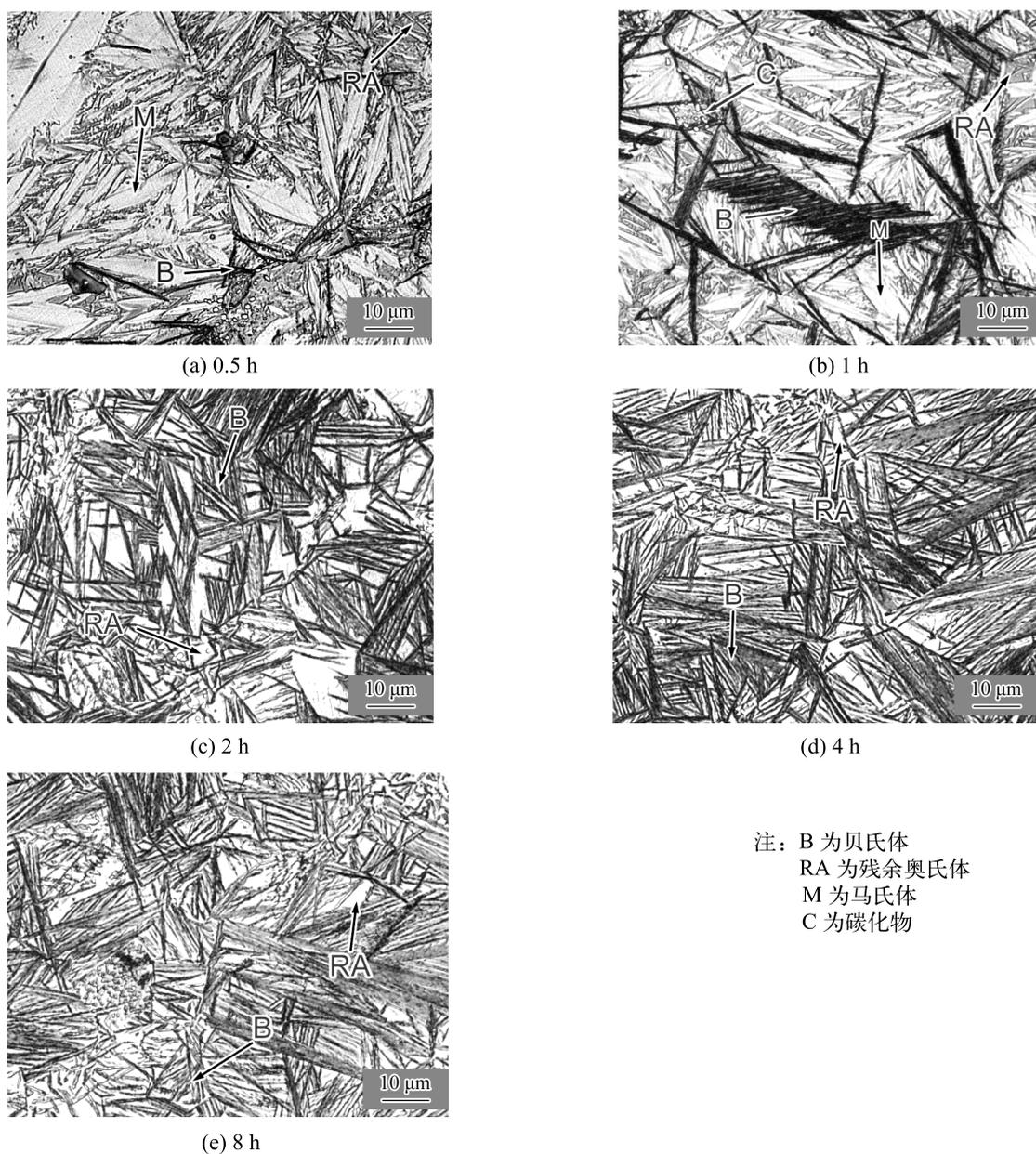


图 1 UHCS-1.37C 在 310°C 等温不同时间后的 OM 像

Fig. 1 OM Images of UHCS-1.37C austempered at 310°C for respectively

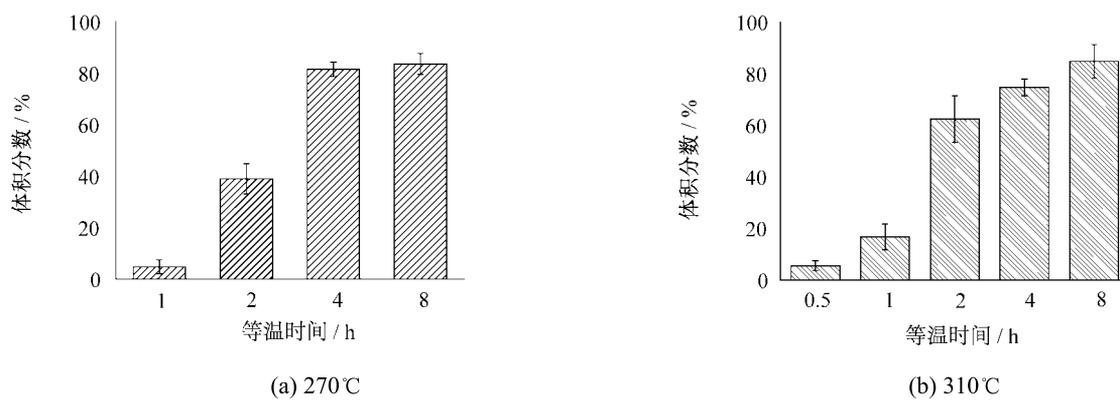


图 2 UHCS-1.37C 在不同温度等温不同时间后试样中贝氏体体积分数

Fig. 2 Volume Percentages of UHCS-1.37C austempered at for various time periods

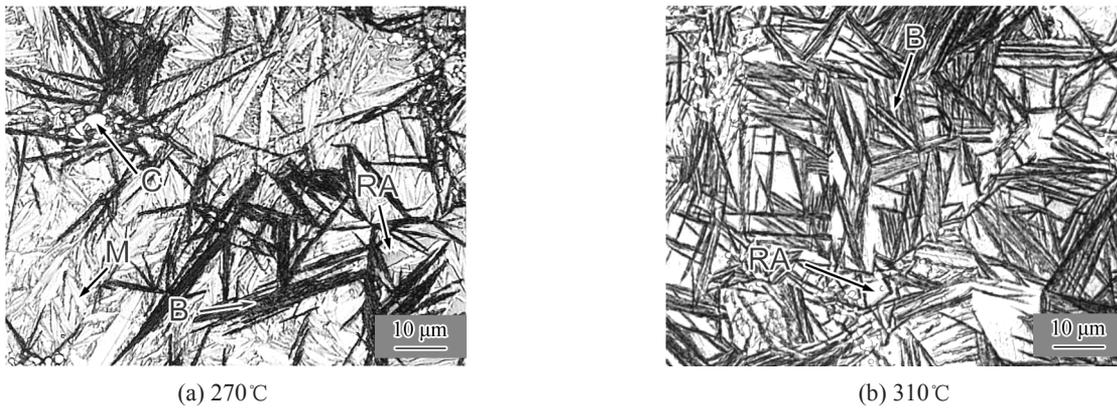


图 3 UHCS-1.37C 在不同温度等温 2 h 组织 OM 像

Fig. 3 OM Images of UHCS-1.37C austempered at differert temperature for 2 h

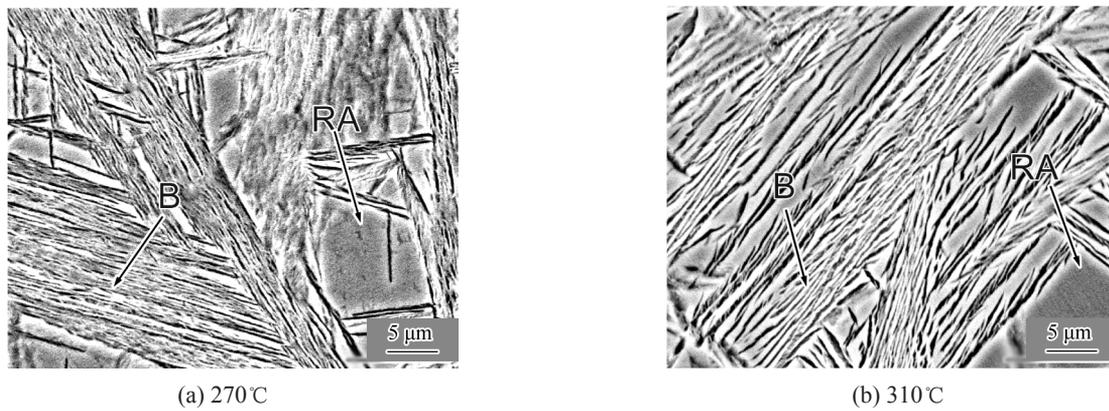


图 4 UHCS-1.37C 在不同温度等温 4 h 组织 SEM 像

Fig. 4 SEM Images of UHCS-1.37C austempered different temperature for 4 h

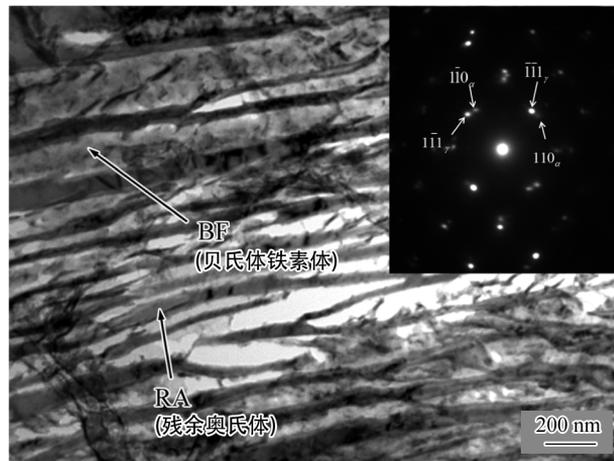


图 5 UHCS-1.37C 在 270°C 等温 8 h 后组织的 TEM 像及衍射斑点

Fig.5 TEM image of UHCS-1.37C austempered at 270°C for 8 h, in the corner is diffraction pattern

(Retained Austenite, RA) 交替组成的两相组织，其中 BF 厚度约 100 nm。这种组织被称为超级贝氏体 (Superbainite, SB)^[19-20]。UHCS-1.37C 等温生成超级贝氏体组织的原因有两点：一是等温温度低，使得贝氏体铁素体的形核核心增加，组织细化；二是奥氏体化时有大量的碳原子固溶 (接近 1.37%)，同时

基体中有约 0.5% 的 Si 和 1.5% 的 Al，由于 Si 和 Al 不溶于渗碳体并降低渗碳体形成动力学，因此抑制了碳原子从残余奥氏体中析出^[19, 21]，残余奥氏体因碳原子富集而被稳定下来。结合图 1 可知，UHCS-1.37C 等温空冷处理后存在块状和薄膜状残余奥氏体两种形貌。

图6为UHCS-1.37%C在310℃等温4h后的典型XRD图谱。可以看出,等温组织主要由铁素体和奥氏体两相组成,并且奥氏体峰强度非常高,说明其数量较多。表1总结了UHCS-1.37%C在270℃和310℃等温不同时间后空冷组织中残余奥氏体的体积分数及其中的碳含量。可以看出,随着等温时间的延长,残余奥氏体数量先增加后减少,且在等温2h

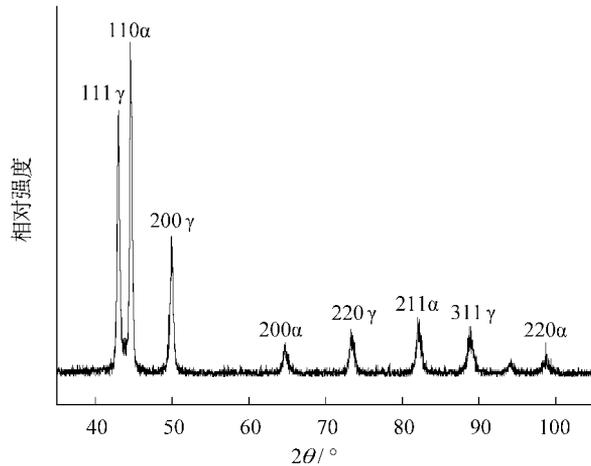


图6 UHCS-1.37C在310℃等温4h后的XRD图谱
Fig.6 XRD pattern of UHCS-1.37C at 310℃ for 4 h

时达到峰值。之所以会产生如此之多的残余奥氏体,是因为奥氏体在等温空冷过程中发生了稳定化过程,其机制包括热稳定化、相致稳定化和化学稳定化。残余奥氏体中碳浓度随时间延长不断增加是因为贝氏体铁素体在形核长大后会将其中的碳再分配至邻近的残余奥氏体薄膜,随着等温时间延长,超级贝氏体数量增多,薄膜状残余奥氏体数量也增多,这使得残余奥氏体中的平均碳含量不断增加。而在相等等温时间内,等温温度高,C原子活性较大,扩散较快,因此残余奥氏体越多,其中的C含量越高。

2.3 力学性能

表2为UHCS-1.37C在270℃和310℃等温不同时间后的力学性能。可以看出,在不同等温温度条件下,力学性能具有相似的趋势。在相等等温温度下,随着等温时间延长,屈服强度和抗拉强度均不断增加,而延伸率和冲击韧性表现为先升高后降低,硬度则是先降低后升高。270℃等温8h组织抗拉强度达1802MPa;当等温时间≤4h时,270℃等温组织的强度、塑性和冲击功均低于300℃等温组织,

表1 UHCS-1.37C在270℃和310℃等温不同时间后的残余奥氏体的体积分数和C含量

Tab.1 Volume fraction of the retained austenite (V_γ) and C content in the retained austenite (C_γ) for UHCS-1.37C austempered at 270℃ and 310℃ for various time

等温温度/℃	等温时间/h	残余奥氏体体积分数/vol.%	残余奥氏体中碳含量/wt.%
270	1	48.5	1.73
	2	57.1	1.76
	4	51.0	2.12
	8	38.2	2.31
	0.5	43	1.68
310	1	55.2	1.69
	2	64.6	1.99
	4	56.4	2.33
	8	50.6	2.49

表2 UHCS-1.37C在270℃和310℃等温不同时间后的力学性能

Tab.2 Mechanical properties of UHCS-1.37C austempered at 270℃ and 310℃ for various time periods

等温温度/℃	等温时间/h	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断面收缩率/%	洛氏硬度/HRC	冲击吸收能量/J
270	1	-	-	-	58.0	3.3
	2	469	527	~0	58.0	4.1
	4	1086	1344	1.4	50.1	12.9
	8	1592	1802	0.5	54.0	12.5
	0.5	-	-	-	60.8	2.8
310	1	-	-	-	56.1	4.1
	2	867	1247	2.0	46.3	9.8
	4	1233	1573	5.4	48.7	17.4
	8	1283	1622	5.5	48.0	12.7

注:“-”表示数据测试失败。

但当时间延长至 8 h, 前者的强度高于后者, 而塑性和冲击吸收能量则仍然低于后者。

UHCS-1.37C 等温组织的力学性能与其相的组成和形貌密切相关。等温时间较短 (≤ 2 h) 时, 组织中贝氏体数量很少, 且有大量的片状马氏体 (图 3(a) 和 (b), 图 4(a)), 因此硬度较高。然而, 尽管有大量的残余奥氏体存在 (表 1), 但冲击韧性和强度仍因这些粗大的脆性马氏体而非常低。当等温时间延长, 奥氏体因富 C 而被稳定下来, 组织中无马氏体, 并且超级贝氏体含量进一步增加, 因此韧性和强度均有了极大的提高。图 7 为 UHCS-1.37C 在 270℃ 等温 1 h 和 4 h 后的组织经冲击后断口形貌。可以看出, 断口均为准解理断裂形貌。当组织中马氏体数量较多时, 其断口较为平整, 而超级贝氏体组织的裂纹扩展时路径更加曲折, 因此消耗更多的能量, 韧性更好。此时 UHCS-1.37C 等温组织的力学性能主要受超级贝氏体和块状残余奥氏体的相对含量控制。

超级贝氏体组织的强度是由贝氏体铁素体的厚度决定的, 这是因为厚度越小, 位错滑移的平均自由程越小, 强度越高^[22]。因此可以断定, 270℃ 等温组织的强度要高于 310℃ 等温组织。但从表 2 中可以发现, 310℃ 等温 2 h 和 4 h 组织的强度高于 270℃ 组织, 这是因为 310℃ 等温生成的超级贝氏体数量更多。当等温时间延长至 8 h, 贝氏体反应基本结束, 超级贝氏体组织占主导地位, 并且 270℃ 和 310℃ 等温 8 h 后生成的超级贝氏体数量相当 (图 2) 因此更加细小的 270℃ 等温组织的强度则明显高于 310℃ 等温组织。

超级贝氏体组织的塑韧性则由残余奥氏体的形貌和数量决定^[22]。Bahadeshia 等^[23]认为块状残余奥氏体对于强度和韧性都有不利的影响, 主要是因

为其中的 C 含量较低, 在应力作用下容易转变成脆性的马氏体。在本实验中, 块状残余奥氏体中的 C 含量应该不低于 1.3%, 所以相对稳定。例如, 尽管 270℃ 等温 8 h 组织中的超级贝氏体量高于 4 h 组织, 但后者的冲击吸收功却比前者高, 这是因为后者中的块状残余奥氏体数量多 (见表 1)。这种情况在 310℃ 等温时同样出现了。因此, 块状残余奥氏体也可以提高冲击韧性。残余奥氏体是通过 TRIP 效应 (Transformation Induced Plasticity) 提高塑性的。本实验中, 由于 C 含量过高导致 TRIP 效应并没有起到最大的作用, 因此, 270℃ 等温 8 h 组织抗拉强度虽然达到了 1 802 MPa, 但延伸率只有 0.5%。310℃ 等温 8 h 组织抗拉强度尽管稍低 (1 622 MPa), 但其延伸率达到了 5.5%。这可能是 310℃ 等温 8 h 形成的超级贝氏体组织中残余奥氏体较高 (50.6%) 的原因。

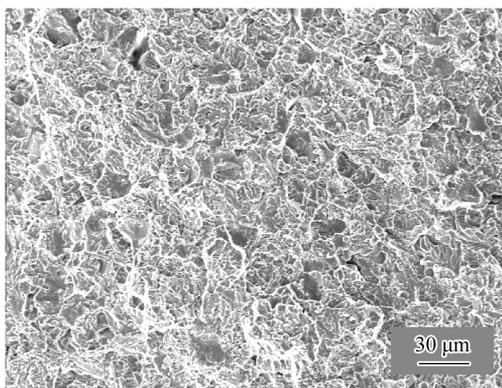
3 结论

1) 通过高温加热 + 等温淬火工艺, 在 UHCS-1.37C 中得到了由纳米级层状贝氏体铁素体和薄膜状残余奥氏体组成的超级贝氏体组织。

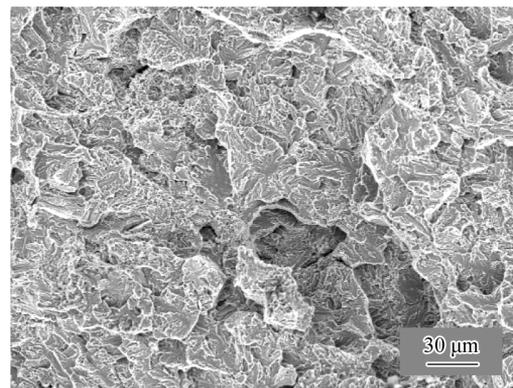
2) UHCS-1.37C 经 990℃ 奥氏体化, 270℃ 等温 8 h 组织的抗拉强度达 1 802 MPa, 冲击韧性为 12.5 J。310℃ 等温 8 h 组织抗拉强度 1 622 MPa, 延伸率为 5.5%, 冲击韧性为 12.7 J, 获得了优良的强韧性配合。

参考文献:

- [1] SHERBY O D, CADY J E M, WALSER B, et al. Superplastic Ultra-high Carbon Steel, Superplastic Ultra-high Carbon Steel; U.S., 552, 245[P]. 1976.
- [2] OYAMA T, SHERBY O D, KUM D W, et al. Ultrahigh



(a) 1 h



(b) 4 h

图 7 UHCS-1.37C 在 270℃ 等温不同时间后冲击试样断口 SEM 形貌

Fig. 7 SEM morphology of UHCS-1.37C austempered at 270℃

- Carbon Steels[J]. *Journal of Metals*, 1985, 37(6) : 50-56.
- [3] Z. Jiewu, X. Yan, Y. Liu. Lath martensite in 1.4%C ultra-high carbon steel and its grain size effect[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 385(1-2) : 440-444.
- [4] OYAMA T, SHERBY O D. Ultra high carbon steel alloy and processing thereof; United States, 4533390[P].1985-08-06.
- [5] OYAMA T, SHERBY O D, WADSWORTH J. Divorced eutectoid transformation process and product of ultrahigh carbon steels; United States, 4448613[P].1984-05-15.
- [6] KAYALI E S, SUNADA H, OYAMA T, et al. The development of fine structure superplasticity in cast ultrahigh carbon steels through thermal cycling[J]. *Journal Of Materials Science*, 1979, 14(11): 2688-2692.
- [7] LUO G M, WU J S, FAN J F, et al. Excellent mechanical properties of a spray deposited ultrahigh carbon steel after hot rolling[J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39(14) : 4679-4681.
- [8] 刘宏基, 孙俊杰, 江涛, 等. 一种超高碳钢的滚动接触疲劳研究 [J]. *金属学报*, 2014(12) : 1446-1452.
- [9] CHEN X, LIU Y, ZHU J, et al. Tribological Behavior of 1.41 wt% C Ultrahigh-carbon Steel With Quenching and Low-temperature Tempering Treatment[J]. *Tribology Letters*, 2010; 38(1) : 79-86.
- [10] WANG Y H, ZHANG F C, WANG T S. A novel bainitic steel comparable to maraging steel in mechanical properties[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(9): 763-766.
- [11] JIANG T, LIU H, SUN J, et al. Effect of Austenite Grain Size on Transformation of Nanobainite and Its Mechanical Properties[J]. *Materials Science & Engineering*, 2016, A 666 : 207-213.
- [12] ZHAO J, ZHAO T, HOU C S, et al. Improving impact toughness of high-C-Cr bearing steel by Si-Mo alloying and low-temperature austempering[J]. *Materials & Design*, 2015, 86: 215-220.
- [13] ZHANG Z, ZHANG K, YUE Y, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ultrahigh Carbon Steel 1.4%C[J]. *Materials Science Forum*, 2011, 682 : 97-101.
- [14] 石淑琴, 陈光, 傅万堂, 等. Fe-1.5C-1.5Cr-2.0Al 超高碳钢的等温组织及力学性能 [J]. *天津大学学报*, 2007, 40(5) : 629-633.
- [15] DURIN J, RIDAL K. Quantitative-determination of retained austenite in steel by X-ray diffraction[J]. *J Iron Steel Inst*, 1968, 206(1) : 60-67.
- [16] DYSON D, HOLMES B. Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite[J]. *J Iron Steel Inst*, 1970, 208(5) : 469-474.
- [17] CABALLERO F G, MILLER M K, GARCIA-MATEO C. Carbon supersaturation of ferrite in a nanocrystalline bainitic steel[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(7): 2338-2343.
- [18] CORNIDE J, GARCIA-MATEO C, CAPDEVILA C, et al. An assessment of the contributing factors to the nanoscale structural refinement of advanced bainitic steels[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 577: S43-S47.
- [19] BHADSHIA H. Nanostructured bainite, *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Science*, 2009: 20090407.
- [20] XU G, LIU F, WANG L, et al. A new approach to quantitative analysis of bainitic transformation in a superbainite steel[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(11) : 833-836.
- [21] SEOL J B, RAABE D, CHOI P P, et al. Atomic scale effects of alloying, partitioning, solute drag and austempering on the mechanical properties of high-carbon bainitic-austenitic TRIP steels[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(17): 6183-6199.
- [22] CABALLERO F G, BHADSHIA H K D H. Very strong bainite[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, 8(3-4) : 251-257.
- [23] BHADSHIA H K D H, CHRISTIAN J W. Bainite in steels[J]. *Metallurgical Transactions*, 1990, A 21(3): 767-797.

(责任编辑 王利君)