

两步法等温淬火球墨铸铁型材的组织与性能

刘彩艳, 张云鹏, 王晓雪, 许浩然, 杜长春

(西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西西安 710048)

摘要: 针对 $\Phi 35$ mm水平连铸球铁型材进行了两步法等温淬火。通过金相观察、X射线衍射分析、硬度冲击韧性及抗拉强度测试, 研究了奥氏体化温度、奥氏体化时间、第一步等温淬火温度及淬火时间、第二步等温淬火温度及淬火时间等因素在该工艺中对等温淬火球墨铸铁(ADI)组织性能的影响。结果表明: 球铁型材经两步法等温淬火工艺处理后可以获得组织更为细密的ADI, 材料强度显著提高, 且残余奥氏体具有较高的含碳量。第一步等温淬火温度会显著影响针状铁素体晶粒的大小和残余奥氏体的含量, 随着第一步淬火温度的升高, 铁素体逐渐变得粗大, 残余奥氏体含量逐渐增加, ADI的抗拉强度和硬度均呈先增加后降低的趋势。当两步法工艺为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}+310\text{ }^{\circ}\text{C}+15\text{ min}+340\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}$ 和 $940\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}+290\text{ }^{\circ}\text{C}+15\text{ min}+360\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}$ 时, 相对综合力学性能最好。

关键词: 球铁型材; 两步法等温淬火; ADI; 组织与性能

作者简介:

刘彩艳(1994-), 女, 博士生, 研究方向为水平连铸球墨铸铁的等温淬火热处理。电话: 18829789502, E-mail: liucaiyang2019@yeah.net
通讯作者: 张云鹏, 男, 教授, 博士生导师。电话: 13659282959, E-mail: ypzhang@xaut.edu.cn

中图分类号: TG143.5

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)07-0783-06

基金项目:

国家自然科学基金项目(51674205); 陕西省教育厅科学研究计划(18JC023); 西安市科技计划(2019217814GXRC014CG015-GXYD14.25)。

收稿日期:

2021-01-20 收到初稿,
2021-04-12 收到修订稿。

ADI (Austempered Ductile Iron) 又称为等温淬火球墨铸铁, 其基体组织主要由铁素体和高碳奥氏体组成, 也称之为“奥铁体 (Ausferrite)”。ADI是20世纪70年代末出现的一种新型工程材料, 其强度高, 韧性好, 具有一定的耐磨性, 综合力学性能可与锻钢相媲美, 而其生产成本比锻钢低20%, 具有良好的经济效益, 因此, ADI在汽车动力、液压、机床、模具等领域得到广泛的应用^[1-3]。目前研究者对ADI的组织及性能及强化机理已经进行了诸多研究, 主要集中在热处理工艺改进^[4-5]、添加合金元素^[6-7]以及ADI的耐疲劳性、腐蚀性^[8]等方面的研究。科研工作者根据实际生产所需性能不断调整热处理工艺, 研制出了具有优良耐磨性的CADI (碳化物ADI)、塑韧性较好的DADI (双相ADI), 两步法ADI等。传统的等温淬火工艺下, 等温淬火温度较低时ADI的强度较高伸长率较低, 而等温淬火温度较高时则强度较低伸长率较高, 难以实现高强度和高韧性兼得。两步法等温淬火工艺中, 第一步时在较低的温度下淬火, 有利于获得晶粒细小的组织, 增强ADI的强度, 在较高温度下进行第二步等温淬火则保证了残余奥氏体具有更高的含碳量, 提高其稳定性, 使ADI在强度提高的同时仍具有一定的韧性。

研究表明ADI的力学性能对热处理毛坯的微观组织和内部缺陷十分敏感^[9], 普通的砂型铸造球墨铸铁生产工艺不稳定容易形成诸多铸造缺陷, 一定程度上限制了ADI性能的进一步提高。铸铁水平连铸技术为生产优质的ADI提供了可能, 该项技术生产的球铁型材避免了砂型铸造中的诸多缺陷, 并且组织致密, 石墨球数量多球化级别高, 生产工艺较为稳定, 有利于充分发挥ADI的性能潜力。而对于由水平连铸球墨铸铁型材制备ADI的热处理工艺方面的研究还停留在传统的单步法等温淬火。因此, 本研究采用两步法热处理工艺以进一步提高ADI的强度和韧性。

1 试验材料及方法

试验采用直径为35 mm的圆形普通球铁型材作为等温淬火热处理基材。其化学成分为: 3.85% C, 2.8% Si, <0.3% Mn, <0.05% P, <0.04% S。

等温淬火热处理时,奥氏体化过程在MF-1400-Ⅱ高温箱式加热炉中进行,采用埋碳法防止奥氏体化过程中材料的氧化和脱碳。等温淬火工艺在型号为DW-14-5型($\pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$)等温硝盐炉中进行,淬火介质为50% KNO_3 +50% NaNO_2 的工业硝盐。按照表1所示等温淬火工艺参数进行试验。

采用4%的硝酸酒精对热处理后所获得的试样进行腐蚀,并在OLYMPUS-GX71型光学显微镜下观察试样组织形貌。利用VEGA II XMH型扫描电镜(SEM)进行高倍下组织观察分析和拉伸断口形貌的观察。参照GB/T 228—2002球铁试样加工标准拉伸试样,并在WDW-200型微机控制电子万能试验机上进行拉伸试验,试验环境为室温。冲击试验采用JB-30B型冲击试验机,冲击试样尺寸为10 mm×10 mm×55 mm, V形缺口,每组热处理工艺下制备三个试样,取3次试验的平均值。

采用XRD-7000 X射线衍射仪, Cu靶, 管电流为40 mA, 管电压为40 kV, 滤波片为铜, 波长为0.154 nm获得衍射峰图谱。利用MDI Jade 6.5分析软件对XRD数据寻峰处理, 分别获得 γ 相{111}和 α 相{110}衍射峰的衍射角和强度积分, 使用直接对比法计算ADI中残余奥氏体的含量。并根据残余奥氏体点阵参数的变化计算奥氏体的含碳量^[10]。采用式(1)计算残余奥氏体的含量:

$$V_{\gamma} = \frac{1 - V_C}{1 + K \frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}}} \quad (1)$$

式中: V_{γ} 为残余奥氏体体积分数; V_C 为碳化物的体积分数; K 为参比强度; I_{α} 为 α 相的强度积分; I_{γ} 为 γ 相的强度积分。

采用公式(2)、(3)计算残余奥氏体的含碳量^[11]。

$$a_{\gamma} = 0.3548 + 0.0044C_{\gamma} \quad (2)$$

$$a_{\gamma} = \frac{\lambda \sqrt{H^2 + K^2 + L^2}}{2 \sin \theta} \quad (3)$$

式中: a_{γ} 为奥氏体的晶格常数, nm; C_{γ} 为奥氏体中的含碳量, wt%; $\lambda = 0.154056$, 为X射线的波长。

2 试验结果与分析

经两步法等温淬火处理后所获得ADI的金相组织如图1所示。图1a-1h分别对应试验序号为1~8工艺下所获得的试样。从图中发现黑色的针状铁素体围绕在石墨球周围呈发散状, 石墨球间距较小的区域, 针状铁素体数量较多、晶粒尺寸较小, 而在石墨球间距较大的区域, 铁素体晶粒尺寸较大。在扫描电镜下观察, 与单步法ADI组织相比, 两步法ADI针状铁素体排列更为细密, 如图2。当在360 $^{\circ}\text{C}$ 进行第二步淬火时, 随着第一步等温淬火温度的升高, 针状铁素体的变化规律与第二步淬火温度为340 $^{\circ}\text{C}$ 时相似, 但针状铁素体略粗大一些且残余奥氏体含量较多、组织较均匀。当两步法等温淬火工艺为310 $^{\circ}\text{C}$ +360 $^{\circ}\text{C}$ 时, 在石墨球周围析出了条状的碳化物。完全奥氏体化的球墨铸铁在进行等温转变时分为两个阶段, 首先是奥氏体分解为铁素体和高碳奥氏体, 其次, 随着反应的继续进行高碳奥氏体会进一步分解为铁素体和碳化物。铁素体在第一步等温淬火时快速大量形核, 随后在更高的第二步淬火温度下, 碳原子扩散加快, 残余奥氏体的含碳量会进一步增加。因此, 当第二步淬火保温时间一定时, 淬火温度越高越容易析出碳化物。所以, 在两步法等温淬火工艺研究中, 依据第二步淬火保温时间选择适当的第二步淬火温度十分重要。

当第一步等温淬火温度分别为250 $^{\circ}\text{C}$ 、270 $^{\circ}\text{C}$ 、290 $^{\circ}\text{C}$ 、310 $^{\circ}\text{C}$, 第二步淬火温度为340 $^{\circ}\text{C}$ 和360 $^{\circ}\text{C}$ 时, 所获ADI的X射线衍射图谱如图3所示, 其物相主要包括 α 和 γ 两相。残余奥氏体的含量及其含碳量计算结果如表2所示。当第二步淬火温度保持340 $^{\circ}\text{C}$ 不变, 第一步淬火温度较低时(250 $^{\circ}\text{C}$), 残余奥氏体含

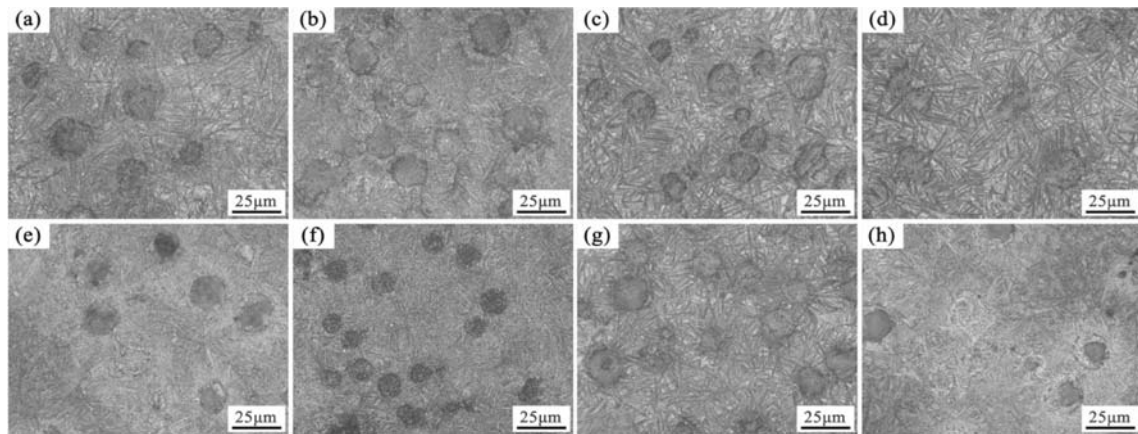
表1 两步法等温淬火工艺参数
Table 1 Parameters of two-step austempering process

试验序号	奥氏体化温度/ $^{\circ}\text{C}$	奥氏体化时间/min	第一步淬火温度/ $^{\circ}\text{C}$	第一步淬火等温时间/min	第二步淬火温度/ $^{\circ}\text{C}$	第二步淬火等温时间/min
1			250			
2	900	60	270	15	340	60
3			290			
4			310			
5			250			
6	940	60	270	15	360	60
7			290			
8			310			

量为6.81%；随着第一步淬火温度的升高，残余奥氏体含量逐渐增多；当第一步淬火温度升高至310 ℃时，残余奥氏体含量为28.08%，增加了约4倍。当第二步淬火温度为360 ℃时，随着第一步淬火温度的升高，残余奥氏体含量的变化趋势与340 ℃时相同，但是在较低的第一步淬火温度下，提高第二步淬火温度对残余奥氏体含量的影响不大。当热处理工艺为290 ℃（第一步淬火）+360 ℃（第二步淬火）时，其残余奥氏体含量为27.37%，是290 ℃+340 ℃工艺下的2倍左右。第一步等温淬火温度会显著影响ADI中残余奥氏体的含量，第

一步淬火温度较高时更容易获得含量较高的残余奥氏体，这主要与等温转变时针状铁素体的形核驱动力相关。球墨铸铁奥氏体化后，在第一步淬火时迅速发生转变，较低的温度下形核率高，而相对的残余奥氏体含量就少。第二步等温淬火在较高的温度下进行，有利于碳原子的扩散，提高了残余奥氏体的稳定性，使更多的残余奥氏体在空冷后保留下来。

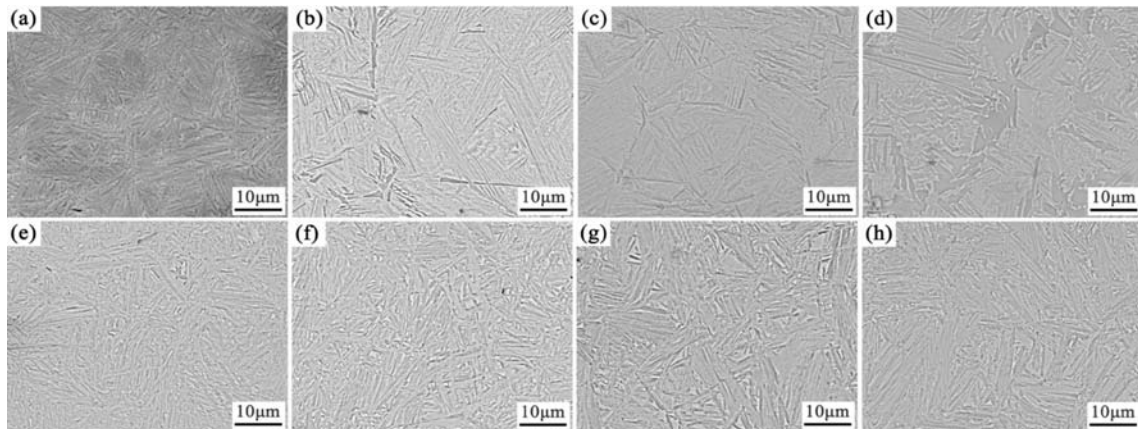
试验中，铸态球铁型材的抗拉强度418 MPa，伸长率10.2%，冲击韧性12 J，硬度HBS 164.7。在两步等温淬火工艺下，当第二步等温淬火温度分别为340 ℃、



(a) 900 ℃ (60 min) +250 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (b) 900 ℃ (60 min) +270 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (c) 900 ℃ (60 min) +290 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (d) 900 ℃ (60 min) +310 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (e) 940 ℃ (60 min) +250 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min) ; (f) 940 ℃ (60 min) +270 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min) ; (g) 940 ℃ (60 min) +290 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min) ; (h) 940 ℃ (60 min) +310 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min)

图1 不同两步法工艺参数下ADI的金相组织

Fig. 1 Optical microstructure images of ADI under different two-step austempering processes



(a) 900 ℃ (60 min) +250 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (b) 900 ℃ (60 min) +270 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (c) 900 ℃ (60 min) +290 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (d) 900 ℃ (60 min) +310 ℃ (15 min) +340 ℃ (60 min) ; (e) 940 ℃ (60 min) +250 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min) ; (f) 940 ℃ (60 min) +270 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min) ; (g) 940 ℃ (60 min) +290 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min) ; (h) 940 ℃ (60 min) +310 ℃ (15 min) +360 ℃ (60 min)

图2 不同两步法等温淬火工艺参数下ADI的SEM图片

Fig. 2 SEM images of microstructure of ADI under different two-step austempering processes

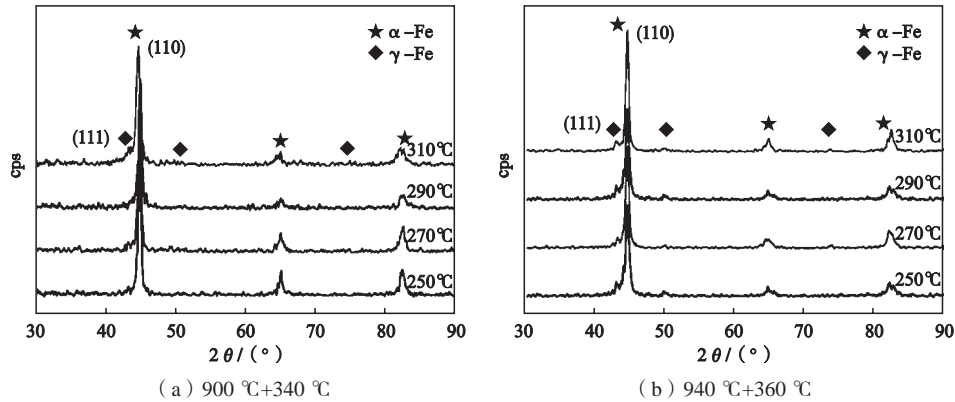


图3 两步法等温淬火工艺下ADI的X射线衍射图谱

Fig. 3 X-ray diffraction patterns of ADI under two-step austempering process

表2 两步法等温淬火工艺下ADI的X射线衍射检测结果与残余奥氏体含量及其含碳量计算结果
Table 2 X-ray detection results of ADI under two-step austempering process and calculation results of volume fraction and carbon content of austenite

序号	I_{γ}	$2\theta_{\gamma}$	I_{α}	$2\theta_{\alpha}$	$V_{\gamma}/\%$	(C) /%
1	159	42.899	3245	44.529	6.81	2.282 7
2	370	42.967	4 853	44.671	10.22	2.157 6
3	382	42.842	3 247	44.746	14.94	2.387 8
4	2 231	42.876	8 527	44.716	28.08	2.325 0
5	232	42.822	5 368	44.731	6.06	2.424 7
6	218	42.911	4 380	44.627	6.91	2.260 6
7	1 710	42.832	6 772	44.758	27.37	2.406 3
8	2 183	42.891	6 580	44.723	33.12	2.297 4

360 °C，第一步等温淬火温度不同时ADI的拉伸性能变化曲线如图4。由抗拉强度曲线变化趋势发现，当第二步等温淬火温度一定时，随着第一步等温淬火温度的升高，抗拉强度先增加后减小。当第一步等温淬火温度在250~290 °C变化时，340 °C第二步等温淬火后的抗拉强度一直高于360 °C时ADI的强度，直到第一步等温淬火温度达到310 °C时，360 °C时ADI的强度超过340 °C时的强度。当第二步等温淬火温度为340 °C时，ADI的抗拉强度在第一步淬火温度为270 °C时达到最大值，为1 567.06 MPa，其伸长率为1.7%，其强度是铸态下的球铁型材的3.75倍，而伸长率不到铸态下的1/5。当第一步等温淬火温度为310 °C时，此时ADI的伸长率最高为4.1%，达到铸态下伸长率的2/5，而其强度为1 272.18 MPa，约是铸态的3倍。

在360 °C下进行第二步等温淬火时，ADI的抗拉强度在290 °C第一步淬火时达到最大值，为1 384.45 MPa，伸长率为5.2%，此时ADI的强度和伸长率均达到最大值，相比于铸态下球铁型材的性能，其强度提升了2.31倍，其伸长率为铸态下的1/2左右。当两步法淬火工艺为310 °C+360 °C时，ADI试样的强度大于310 °C+340 °C

时ADI的强度，这可能是因为少量的碳化物作为强化相，使得材料的强度提高。

随着第一步等温淬火温度的升高，ADI的硬度先增加后减小。当第一步淬火温度为290 °C时，硬度达到最大值，其洛氏硬度分别为HRC 44.3、41.5。这主要归因于两步法等温淬火工艺，首先在较低的温度下淬火，

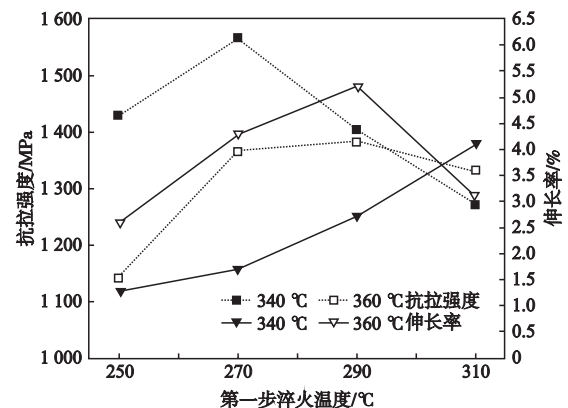


图4 两步法等温淬火工艺下ADI的拉伸测试结果

Fig. 4 Tensile properties of ADI under two-step austempering process

细化了铁素体晶粒。第二步等温淬火温度为340℃时, ADI的硬度均大于360℃淬火温度下的值, 并且随着第一步等温淬火温度的升高, 340℃、360℃第二步等温淬火后ADI的硬度差值逐渐减小(图5)。

冲击试验中采用冲击功来表示材料在外力作用下发生快速变形断裂时所吸收的能量^[12]。图6为两步法等温淬火工艺下, 第一步等温淬火温度不同时的ADI和铸态球铁型材的冲击试验结果, 铸态时冲击功为10 J; 两步等温淬火工艺下, 第二步淬火温度为340℃时, 随着第一步等温淬火温度的升高, ADI的冲击功逐渐增加, 在310℃时冲击功达到最大值为8.5 J, 该变化趋势与ADI伸长率的变化趋势一致。当第二步等温淬火温度为360℃时, 随着第一步淬火温度的变化, 材料的冲击韧性呈现出先升高后降低的趋势, 当第一步淬火温度为290℃时, 达到最大值为8 J, 随着第一步淬火温度升高至310℃时韧性降至6 J。第一步等温淬火的变化会影响到针状铁素体的形核率以及铁素体和残余奥氏体的含量, 随着第一步等温淬火温度的升高针状铁素体的形核率降低, 残余奥氏体含量增加, ADI的韧性提高。第二步等温淬火温度较高时, 则加速了碳原子的扩散速率, 使得残余奥氏体的含碳量增加, 高碳奥氏体作为FCC相提高了ADI的韧性。

3 结论

(1) 水平连铸球铁型材经两步法等温淬火工艺处理后可以获得组织较为细密的ADI, 能显著提高ADI的强度, 并保证残余奥氏体具有较高的含碳量。

(2) 第一步等温淬火温度会显著影响针状铁素体晶粒的大小和残余奥氏体的含量; 随着第一步淬火温度的升高, 铁素体逐渐变得粗大, 残余奥氏体含量逐渐增加。

(3) 随着第一步等温淬火温度的增加, ADI试样的抗拉强度和硬度均呈先增加后降低的趋势。当两步

法工艺为900℃+60 min+310℃+15 min+340℃+60 min时, 抗拉强度为1 272.18 MPa, 伸长率为4.1%, 冲击功为8.5 J; 同时当工艺为940℃+60 min+290℃+15 min+360℃+60 min时, 抗拉强度为1 384.45 MPa, 伸长率为5.2%, 冲击功为8 J, 相对综合力学性能较好。

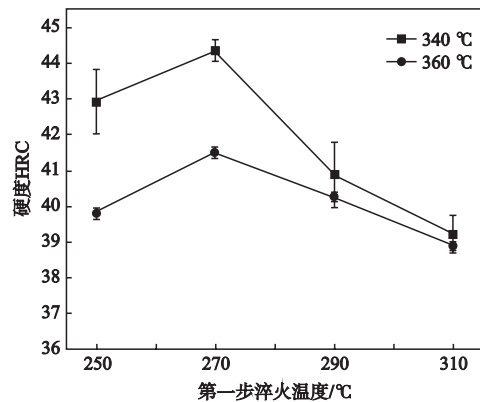


图5 两步法等温淬火工艺下ADI的硬度测试结果
Fig. 5 Hardness testing results of ADI under two-step austempering process

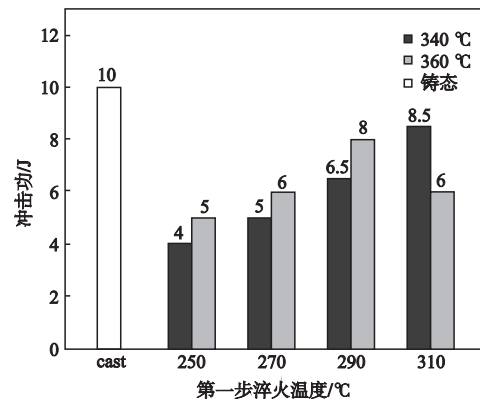


图6 铸态及两步法等温淬火工艺下ADI的冲击试验结果
Fig. 6 Impact property of ADI under two-step austempering process and as-cast ductile iron

参考文献:

- [1] 吴秋敏, 袁延彬, 李广路. 等温淬火温度和时间对奥贝球铁组织性能的影响[J]. 现代制造技术与装备, 2012(6): 40-41.
- [2] 曾艺成. 等温淬火球墨铸铁(ADI)研究现状及发展前景[J]. 中国铸造装备与技术, 2007(3): 60-66.
- [3] 张云鹏, 徐春杰, 牛宏建, 等. 铸铁型材水平连铸技术[J]. 铸造技术, 2001(5): 82-83.
- [4] 周明, 杨贵生. 等温淬火温度对ADI组织和力学性能的影响[J]. 现代铸铁, 2017(2): 24-27.
- [5] 刘岩, 郭二军, 冯义成, 等. 一步等温淬火温度对高强韧ADI组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2017, 42(6): 97-100.
- [6] SHELTON P W, BONNER A A. The effect of copper additions to the mechanical properties of austempered ductile iron (ADI) [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 173(3): 269-274.
- [7] MRZYGŁÓD B, Kowalski A, OLEJARCZYK-WOŹENSKA I, et al. Effect of heat treatment parameters on the formation of ADI microstructure with additions of Ni, Cu, Mo [J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2015, 60: 1942-1948.
- [8] 赵振. 柱塞泵缸体用水平连铸球铁型材的组织与性能的研究[D]. 西安: 西安理工大学, 2019.
- [9] 黄继强, 薛龙, 张忠明, 等. 水平连铸球墨铸铁QT500-7等温淬火工艺的优化研究[J]. 铸造技术, 2016, 37(9): 1093-1097.

- [10] 李树中, 郑虹. 等温淬火球墨铸铁的X射线衍射分析 [J]. 理化检验: 物理分册, 1989 (3): 2-4.
- [11] ROBERTS C S. Effect of carbon on the lattice parameter of austenite [J]. Trans., AIME, 1982, 197: 203-204.
- [12] 王华峰. 基于灰度共生矩阵的冲击断口形貌分析 [D]. 济南: 济南大学, 2016.

Microstructure and Properties of Two-Step Austempering Ductile Iron Bars

LIU Cai-yan, ZHANG Yun-peng, WANG Xiao-xue, XU Hao-ran, DU Chang-chun
(School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, Shaanxi, China)

Abstract:

The two-step austempering process of $\Phi 35$ mm horizontal continuous cast ductile iron bars was carried out. The metallographic observation, X-ray diffraction (XRD) analysis and the testing of hardness, impact toughness and tensile strength were conducted to investigate the effect of some heat treatment parameters on the microstructure and mechanical properties of ADI in the two-step austempering process, such as the austenitizing temperature, austenitizing time, the first step austempering temperature and time, the second step austempering temperature and time, etc. The results show that fine-grained of ADI can be fabricated by the two-step austempering process with higher tensile strength and high carbon content of residual austenite. The first step austempering temperature presented great influence on the size of ferrite grain and the content of residual austenite. As the first step austempering temperature increased, ferrite became coarser, tensile strength and hardness showed a trend of increasing firstly, then decreased. The better comprehensive mechanical properties of ADI were obtained in the process of 900 °C + 60 min (austenitizing) + 310 °C (first step austempering) + 15 min + 340 °C (second step austempering) + 60 min and 940 °C + 60 min + 290 °C + 15 min + 360 °C + 60 min.

Key words:

ductile iron bar; two-step austempering; austempered ductile iron; microstructure and properties
