

等温淬火球墨铸铁精细结构分析

韩非¹, 徐锦锋¹, 闫启栋², 王迎战²

(1. 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西西安 710048; 2. 禹州市恒利来合金有限责任公司, 河南禹州 461600)

摘要: 借助SEM和TEM探索了不同等温淬火温度下等温淬火球墨铸铁(ADI)基体组织的精细结构特征。结果表明, 当等温淬火温度为280℃、330℃和380℃时, 对应的ADI基体组织分别由奥铁体、奥铁体+条状奥氏体、奥铁体+条状奥氏体+块状奥氏体组成。随着等温淬火温度的升高, 奥铁体组织发生粗化, 块状高碳奥氏体数量增多, 且在奥氏体化温度为920℃时, 铁素体针随着奥氏体化保温时间的延长而增长。同时, 在普通光镜下观察到的奥铁体组织实则由位向大体平行或位向角约呈20°~25°的高碳奥氏体片和铁素体片交错组成, 且在较低温度下等温转变得到的ADI基体中存在有一簇簇由位向大体平行的纳米级高碳奥氏体薄片和纳米级铁素体薄片相互交错组成的极细奥铁体组织, 其数量随着等温转变温度的降低而增多, 在纳米级高碳奥氏体薄片/针状铁素体薄片晶界处未有碳化物的生成, 并且在相邻两簇极细奥铁体之间又夹含有位向角约呈20°~25°的奥铁体组织。此外, 在ADI基体组织中的铁素体薄片两侧的奥氏体中碳含量较高, 且在沿垂直于铁素体针生长方向上, 奥氏体中碳含量随离开铁素体/奥氏体晶界距离的增大逐渐减小, 而在块状奥氏体内部, 碳含量则呈“U”型分布。

关键词: 等温淬火球墨铸铁; 等温淬火温度; 奥铁体; 铁素体薄片; 奥氏体薄片

等温淬火球墨铸铁(ADI)因具有高强度^[1-2]、高韧性^[3]、高弯曲疲劳强度^[4-7]和高比强度^[8]及良好的耐磨吸震性^[9]等诸多优点, 被誉为新一代工程结构材料^[10]、机械装备轻量化材料^[11]和最有望实现的“以铁代钢”材料^[12], 现已广泛应用于交通运输、农业机具、军工器具及机械设备等工程领域^[13]。ADI诸多优异性能的获得与其独特的微观结构密切相关。典型的ADI基体组织由针状奥铁体组成, 其中包含了被碳、硅固溶强化了了的针状铁素体(α_B)条束和高碳奥氏体(γ_{HC})的混合组织, 这便是ADI材质在具备高强度的同时还具有高塑韧性的关键所在^[14-17]。迄今, 国内外关于等温淬火温度和基体组织形貌与ADI合金力学性能相关规律的研究已有很多, A. A. Nofal和H. N. El-Din通过增大铁素体的形核率获得了更加细小且均匀的奥铁体组织^[18-19]; S. K. Putatunda^[20]发现随等温淬火温度的升高, ADI基体中的针状铁素体组织发生了粗化, 铁素体针的体积分数减小, 高碳奥氏体的体积分数增大; Yescas-Gonzalez M A^[21]采用扫描电镜(SEM)对针状铁素体观察发现, 每束铁素体针中存在有更薄的铁素体片, 该铁素体薄片之间由小角度晶界分开或由更薄的条形奥氏体分隔开; T. J. Marrow^[22]借助背散射电子像(EBSD)对基体中铁素体相和奥氏体相及两相间的晶体取向进行了识别, 并观察到了早期奥氏体晶粒与奥铁体晶胞间的边界; 魏秉庆^[23]则通过TEM观察发现在铁素体和奥氏体中存在大量的位错, 依工艺条件的不同铁素体针的位错密度可达 $6 \times 10^9 \sim 6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, 且位错密度随等温淬火温度的降低而增大。这些研究较好地探明了奥铁体组织的内部结构, 揭示了ADI基体组织与等温淬火温度之间的相关性。然而, 有关ADI中奥铁体组织精细结构及其演变规律的研究相对较少, 尤其对较低等温淬火温度下获得的铁素体针的精细结构研究更少, 这在一定程度上制约了ADI材质的研发与推广进程。本文拟在高倍电子显微镜下, 深入观察和分析ADI的精细结构, 探索等温淬火温度与精细结构之间的内在联系, 以期高性能

作者简介:

韩非(1994-), 男, 硕士生, 主要研究球墨铸铁等温淬火工艺及转变机制。

E-mail: hanfei94@126.com

通讯作者:

徐锦锋, 男, 教授。E-mail:

jinfengxu@xaut.edu.cn

中图分类号: TG250

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2020)

08-0808-08

收稿日期:

2020-03-30 收到初稿,

2020-05-21 收到修订稿。

ADI材料的制备提供理论依据。

1 试验材料与方法

1.1 材质与样品

选用铸态QT400-18球铁材质为研究对象。使用50 kg中频感应炉熔制铁液，一次出铁铁液质量为30 kg。采用包内冲入法进行球化处理，球化处理温度为1 450~1 500 °C。球化剂为陕西众友特种合金有限公司提供的ZT-1DF低镁低稀土球化剂，粒度为5~10 mm。孕育剂为牌号YJ-3的Si-Ba合金孕育剂，包内孕育剂粒度为3~5 mm，随流孕育剂粒度为0.3~0.7 mm。具体做法为：先将球化剂置于包底坑中，然后覆盖上孕育剂，捣实，再覆盖上适量的球铁铁豆并捣实。浇注温度为1 350~1 400 °C，浇注过程中采用手持漏斗给料方式施加随流孕育。普通黏土砂造型，铸型为 $\Phi 50$ mm \times 300 mm的试棒，其对应的铸件模数 M_s 为1.25 cm。用DF-400型光电直读光谱仪测试球铁的化学成分，测试结果见表1。

1.2 等温淬火处理

选用SG2-7.5-12A型箱式电阻炉对模数 $M_s=1.25$ cm的球铁样品进行奥氏体化处理，炉温控制精度 ± 10 °C。选用由井式炉改装的盐浴炉对奥氏体化后的试样进行等温淬火处理，该盐浴炉的控温精度为 ± 2 °C。样品尺寸为 $\Phi 10$ mm \times 8 mm（系用线切割加工而成）。奥氏体化温度取920 °C，保温时间取1 h、2 h两个水平。等温淬火温度取280 °C、330 °C、380 °C三档，保温时间为1.5 h。在奥氏体化处理过程中，用石墨粉将试样掩埋以防止其高温氧化脱碳。本次试验用浴盐的成分为：50% KNO_3 +50% NaNO_2 。试验过程中，浴盐与零件的质量比控制在10:1以上。

1.3 微观组织分析

1.3.1 常规金相分析

采用标准金相技术制取等温淬火金相试样。样品经打磨抛光后，用酒精将试样抛光面冲洗干净并用吹风机吹干。然后用4%硝酸酒精浸蚀试样抛光面，腐蚀时间为15~20 s，再用清水将抛光面冲洗干净并烘干。用BM-4XAI型和4XC-PC型光学显微镜分别对腐蚀和未腐蚀的金相试样进行金相观察。依据GB/T9441—2009，并借助专业图像分析软件Image Pro Plus 6，对铸态球铁的微观组织进行了定量金相分析。

1.3.2 SEM分析

使用日本JSM-7500F型场发射扫描电子显微镜进行高倍观察，分析ADI基体中针状铁素体、高碳奥氏体、石墨球以及拉伸断口的形貌特征。

表1 试验用QT400—18球铁的化学成分
Table 1 Chemical composition of QT400—18 ductile iron

ductile iron											$w_B/\%$
C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo	Mg _残	RE _残	Fe	
3.8	2.78	0.14	0.024	0.008	0.367	0.23	<0.001	0.057	0.03	余量	

1.3.3 TEM分析

用日本JEM-3010型高分辨透射电子显微镜观察较低等温淬火温度下ADI基体中针状铁素体与高碳奥氏体的精细结构。测试前，需严格按照透射测试样品的要求进行制样。先用砂纸将ADI样品的厚度打磨至50~70 μm ，然后将其冲剪成多个 $\Phi 3$ mm的小薄片，再用双喷射电解减薄仪对 $\Phi 3$ mm样品进行化学减薄，电解液为7%高氯酸乙醇溶液，电解减薄的电压为50 V，温度控制在-10 °C以下；其次，用JFC-1600型离子溅射仪对电解减薄的样品进行离子减薄，减薄电压为4.5 keV，角度为6°；最后，对制好的ADI薄片试样进行TEM观察。

1.3.4 EDS分析

用牛津X-Max50型能谱仪（EDS）分析各相各微区中元素的种类及含量。其中，能谱束斑直径为1 μm ，测试电压为15 kV，测试电流为 3×10^{-10} A，能谱工作距离为8 mm。

2 结果与讨论

2.1 ADI微观组织随等温淬火工艺参数的变化

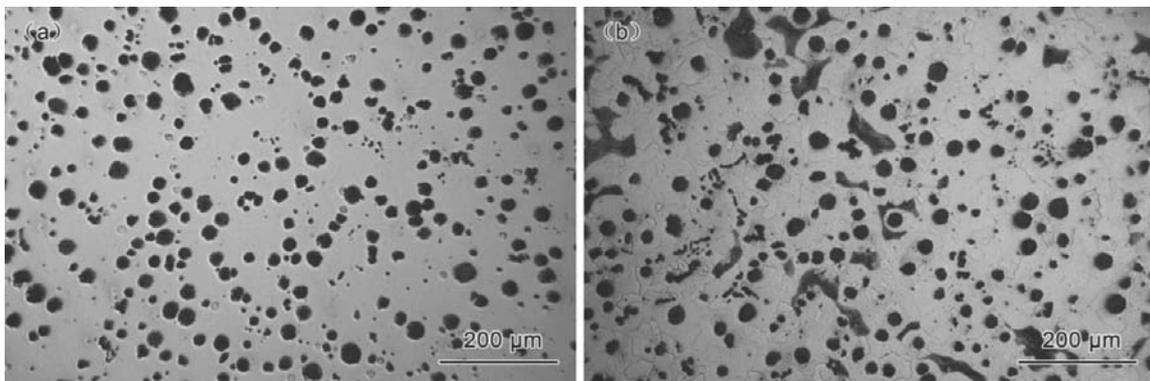
模数 $M_s=1.25$ cm铸态球铁的微观组织形貌如图1所示。图中，石墨球化率为80%，石墨球数为218个/ mm^2 （直径小于5 μm 的点状石墨未计入），平均球径为21 μm ，球经级别7级，石墨析出率为9.9%，基体组织由6.0%珠光体+94.0%铁素体组成，无晶间碳化物、磷共晶、硫共晶等化合物相形成。经过奥氏体化处理和等温转变后，球铁的组织发生了显著变化。图2为不同等温淬火工艺参数下获得的ADI组织形貌，基体组织由石墨球、奥铁体和块状高碳奥氏体组成。同时，随着等温淬火温度的升高，针状奥铁体组织显著粗化，块状高碳奥氏体数量显著增多。图3为不同等温淬火工艺参数下ADI基体组织二次电子像。从图中可以看出，当等温淬火温度分别为280 °C、330 °C和380 °C时所对应的ADI基体组织分别为奥铁体、奥铁体+条状奥氏体、奥铁体+条状奥氏体+块状奥氏体。其中，奥铁体组织随等温淬火温度的升高而发生粗化，且当奥氏体化温度为920 °C时，保温1 h比保温2 h获得的奥铁体组织要短小很多。其主要原因：一方面，高的等温转变温度使铁素体形核率降低而激活原子数量增多；另一方面，随着奥氏体化保温时间的延长，奥氏体化过

程中奥氏体晶粒长大,在等温转变过程中,奥氏体的晶粒大小将决定等温转变后针状铁素体的长短,原因在于针状或板状铁素体将在奥氏体的晶界或石墨球/奥氏体晶界处开始生成,并终止于针状体相界附近^[25]。然而,当奥氏体化保温时间太短时,铸态组织将无法转变为均匀的奥氏体组织,进而影响后续的奥铁体转变反应^[13]。此外,在普通光镜下观察到的一束束奥铁体组织实则由位向大体平行或位向角约呈 $20^{\circ} \sim 25^{\circ}$ 的高碳奥氏体片和铁素体片交错组成,且随着等温转变温度的降低,高碳奥氏体片和铁素体片均有一定程度

的细化。同时,在较低温度(280°C , 330°C)下等温转变获得的ADI基体中发现有一簇簇厚度约为 $1\ \mu\text{m}$ 的极细奥铁体组织,其数量随等温转变温度的降低而增多。

2.2 ADI 基体中极细奥铁体组织精细结构 TEM 分析

图4和图5为球铁经 $920^{\circ}\text{C}/2\ \text{h} + 280^{\circ}\text{C}/1.5\ \text{h}$ 等温淬火处理后基体中奥铁体组织的透射电子显微像及选区电子衍射花样标定。图4A中区域a、b、c的电子衍射花样分别如图4a、b、c所示。图5a为奥铁体针内部的

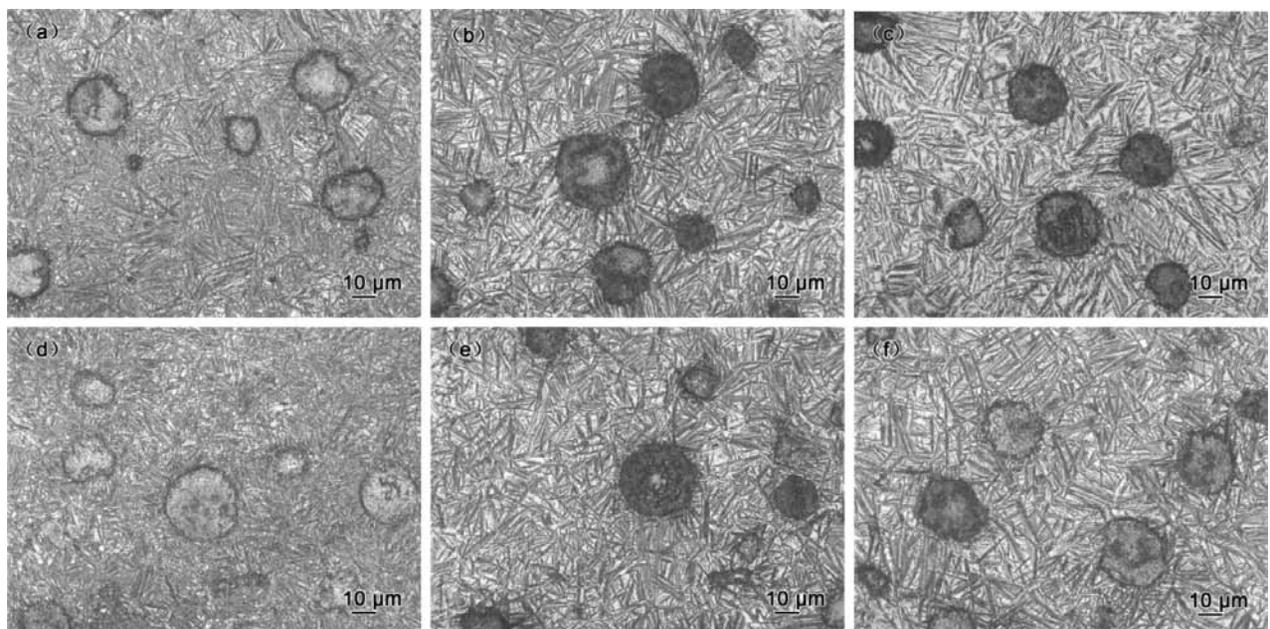


(a) 石墨形态, 未腐蚀

(b) 基体组织, 4%硝酸酒精腐蚀

图1 $M_s=1.25\ \text{cm}$ 铸态球铁的微观组织

Fig. 1 Microstructure of as-cast ductile iron with $M_s=1.25\ \text{cm}$

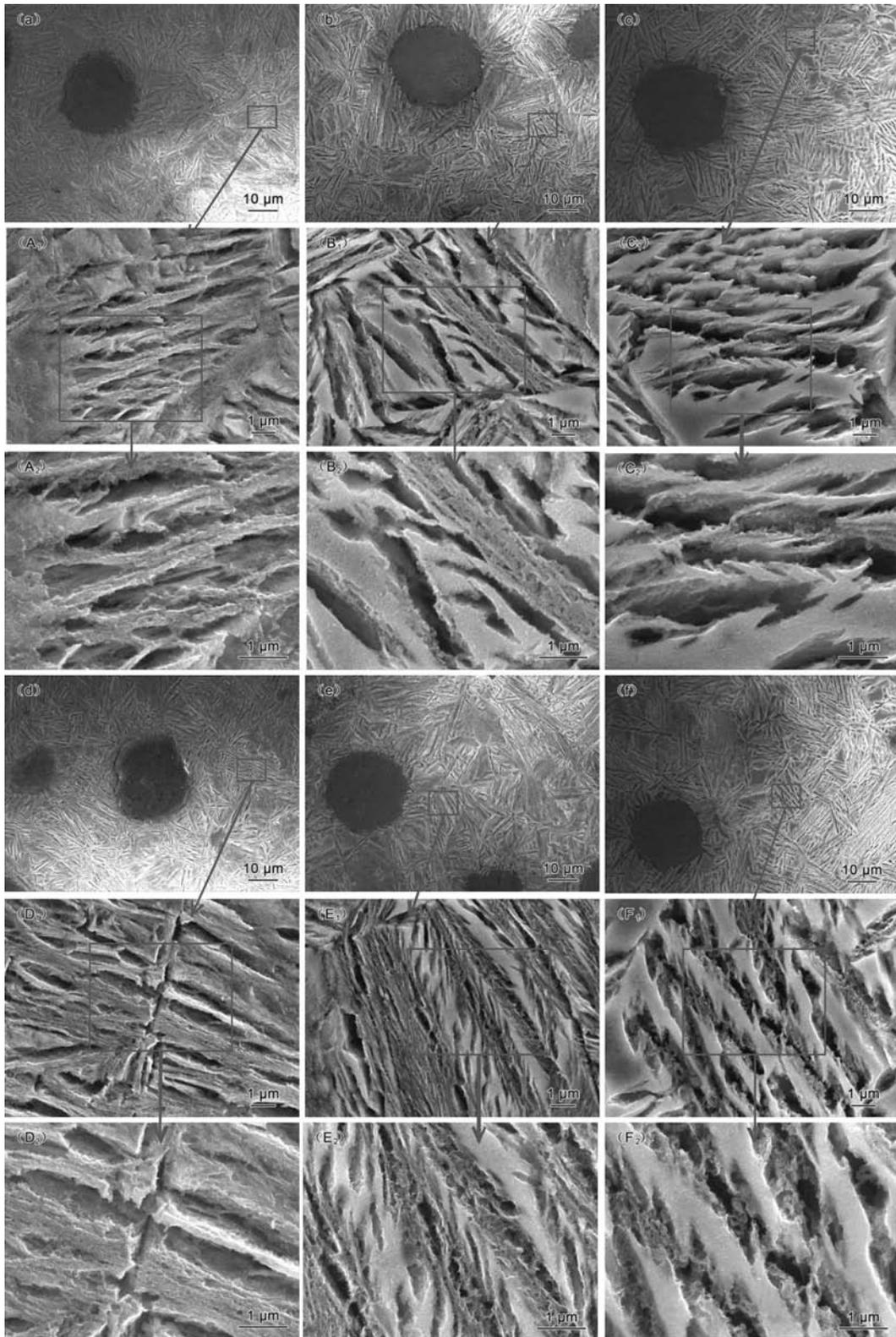


(a) $920^{\circ}\text{C}/1\ \text{h} + 280^{\circ}\text{C}/1.5\ \text{h}$; (b) $920^{\circ}\text{C}/1\ \text{h} + 330^{\circ}\text{C}/1.5\ \text{h}$; (c) $920^{\circ}\text{C}/1\ \text{h} + 380^{\circ}\text{C}/1.5\ \text{h}$;

(d) $920^{\circ}\text{C}/2\ \text{h} + 280^{\circ}\text{C}/1.5\ \text{h}$; (e) $920^{\circ}\text{C}/2\ \text{h} + 330^{\circ}\text{C}/1.5\ \text{h}$; (f) $920^{\circ}\text{C}/2\ \text{h} + 380^{\circ}\text{C}/1.5\ \text{h}$

图2 不同等温淬火工艺参数下ADI的微观组织

Fig. 2 Microstructure of ADI under different austempering process parameters



(a) 920 °C/1 h + 280 °C/1.5 h; (b) 920 °C/1 h + 330 °C/1.5 h; (c) 920 °C/1 h + 380 °C/1.5 h;

(d) 920 °C/2 h + 280 °C/1.5 h; (e) 920 °C/2 h + 330 °C/1.5 h; (f) 920 °C/2 h + 380 °C/1.5 h;

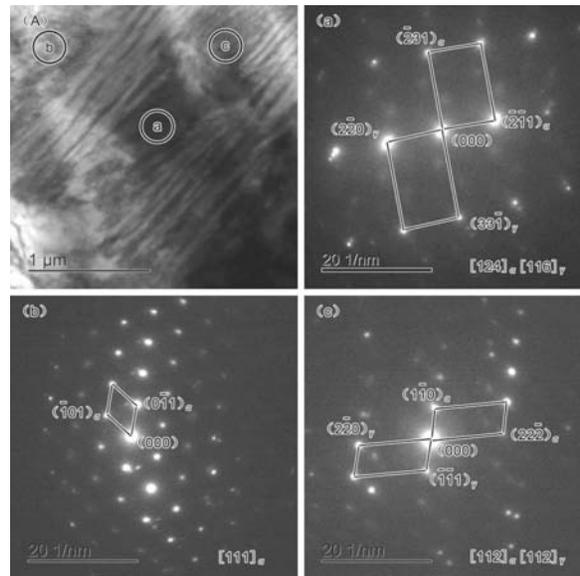
(A₁), (B₁), (C₁), (D₁), (E₁), (F₁), (A₂), (B₂), (C₂), (D₂), (E₂) 和 (F₂) 是局部放大图

图3 不同等温淬火工艺参数下ADI的二次电子像

Fig. 3 Secondary electron image of ADI under different austempering process parameters

TEM照片, 图5b、c为图5a的局部放大。图5d为图5c的电子衍射花样, 其存在两套电子衍射花样, 图5e、f分别为该两套电子衍射花样对应的暗场像。结合晶面间距法和特征四边形法, 并参比立方晶系电子衍射花样特征平行四边形表^[26], 分别对图4和图5中电子衍射花

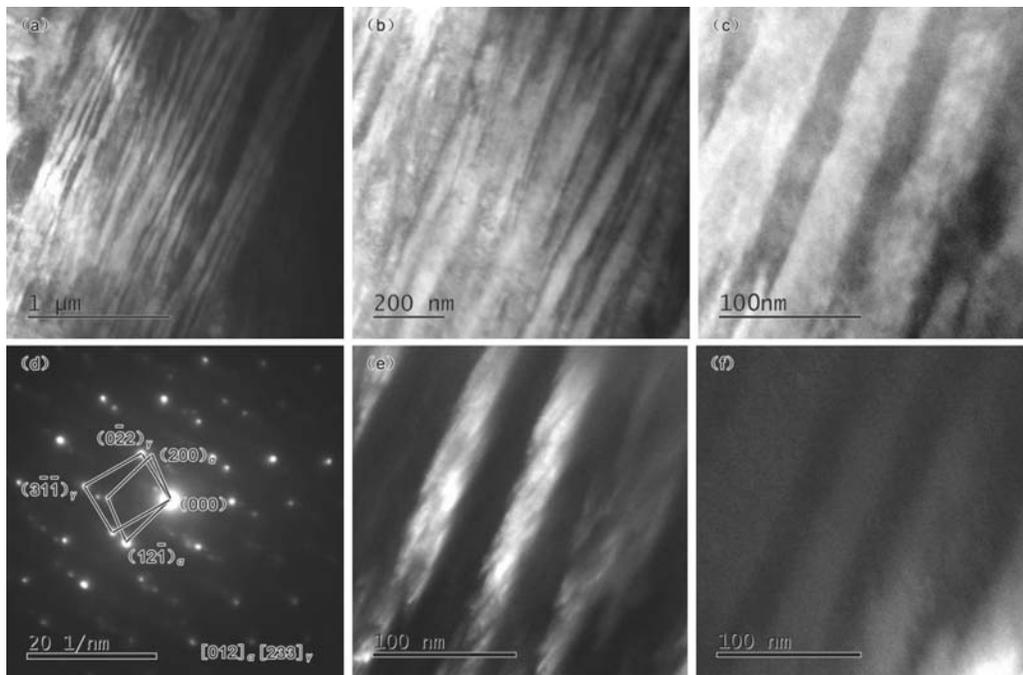
样进行标定, 可知: ①区域a由 α -Fe和 γ -Fe两种物相组成; ②区域b为 α -Fe相; ③区域c由 α -Fe和 γ -Fe两种物相组成; ④图5c中的黑色薄片为 α -Fe相; ⑤图5c中的灰白色薄片为 γ -Fe相。



(A) 每个选区的位置; (a)、(b)、(c) 分别是每个选区的电子衍射图

图4 经920 °C/2 h + 280 °C/1.5 h等温淬火处理得到的ADI基体组织TEM照片

Fig. 4 TEM images of ADI matrix structure obtained by austempering at 920 °C/2 h + 280 °C/1.5 h



(a)、(b)、(c) 为不同放大倍数下奥铁体组织的内部结构; (d) 为 (c) 的电子衍射图;

(e)、(f) 为 (d) 中第一组和第二组电子衍射图分别对应的暗场像

图5 经920 °C/2 h + 280 °C/1.5 h等温淬火处理得到的ADI基体中奥铁体组织内部的精细结构

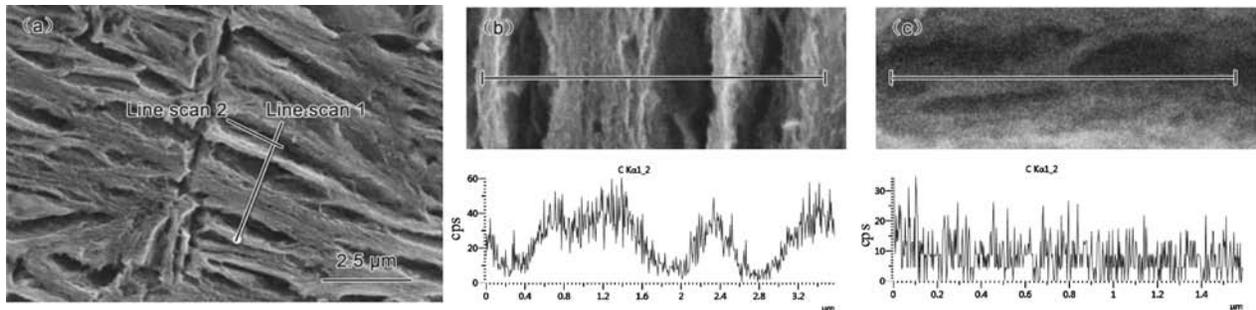
Fig. 5 Fine structure of ausferrite in matrix of ADI treated by austempering at 920 °C/2 h + 280 °C/1.5 h

通过对低温 (280 °C) 下等温转变获得的极细奥铁体组织的TEM观察发现, 一簇簇厚度约为1 μm的极细奥铁体组织由位向大体平行的纳米级高碳奥氏体薄片 (厚度约为36~57 nm) 和纳米级铁素体薄片 (厚度约为24~29 nm) 相互交错组成, 纳米级高碳奥氏体薄片/铁素体薄片晶界处未有碳化物生成。同时, 在相邻两簇极细奥铁体组织之间夹杂有不同位向的奥铁体组织, 其位向角在SEM电镜照片图3A₂、B₂、C₂、D₂、E₂、F₂中约为20°~25°。

2.3 奥铁体各微区中碳元素的分布特征

图6、图7和图8分别为不同等温转变温度下获得的奥铁体组织中碳元素的线扫描位置及能谱测试结果。从图中可以看出, 在铁素体薄片两侧的奥氏体中, 碳

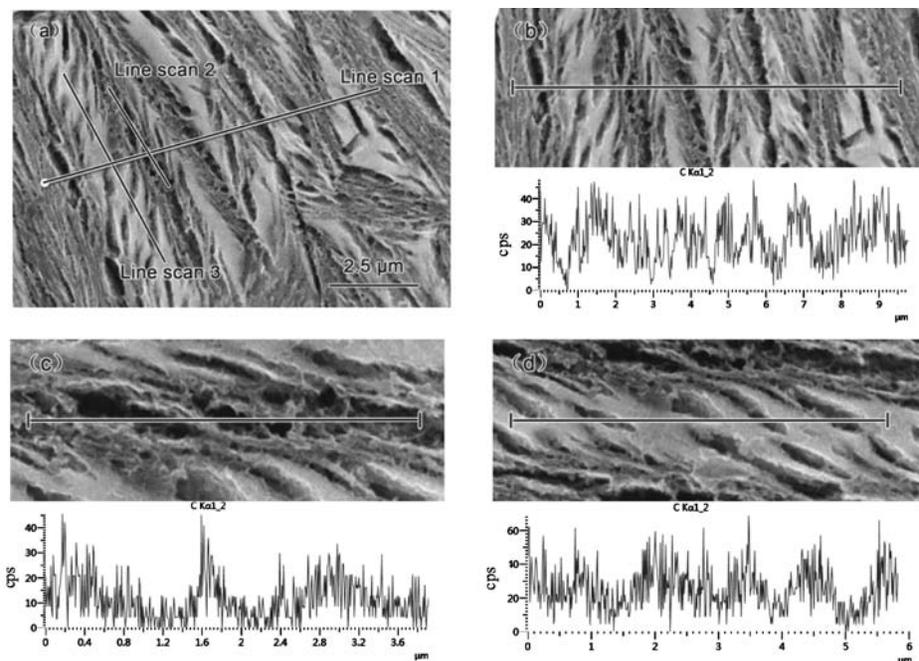
含量较高。这说明铁素体于晶界形核后, 在大的过冷度驱动下, 以薄片状或针状方式快速生长, 其尖端向两侧短距离快速排碳, 使其两侧过冷奥氏体中的碳含量进一步增大, 稳定性提高, 以薄片状保留下来, 形成铁素体薄片与高碳奥氏体薄片交替组成的奥铁体结构。同时, 结合图6b、图7b、图8b发现, 在沿垂直于铁素体针生长方向上, 奥氏体中碳含量随离开铁素体/奥氏体晶界距离减小而逐渐升高。结合图6c、图7c、图8c发现, 不同等温转变温度下获得的针状铁素体内部均存在更细的高碳奥氏体薄片。由图7d可知, 等温转变后得到的条状奥氏体内部交错分布着铁素体薄片。由图8e可知, 等温转变后得到的块状奥氏体内部, 碳含量呈“U”型分布, 越靠近奥氏体/铁素体晶界处碳含量越高。



(a) EDS的测试位置; (b)、(c) EDS的测试结果

图6 经920 °C/2 h + 280 °C/1.5 h等温淬火处理得到的ADI基体组织中碳元素的分布

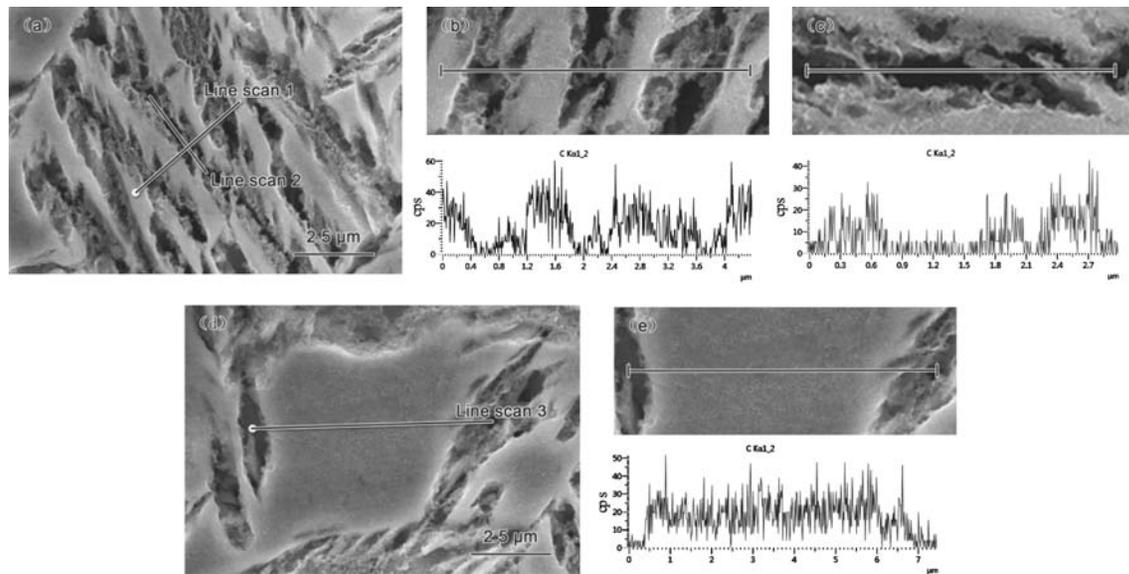
Fig. 6 Distribution of carbon element in matrix structure of ADI obtained by austempering at 920 °C/2 h + 280 °C/1.5 h



(a) EDS的测试位置; (b)、(c)、(d) EDS的测试结果

图7 经920 °C/2 h + 330 °C/1.5 h等温淬火处理得到的ADI基体组织中碳元素的分布

Fig. 7 Distribution of carbon element in matrix structure of ADI obtained by austempering at 920 °C/2 h + 330 °C/1.5 h



(a)、(d) EDS的测试位置；(b)、(c)、(e) EDS的测试结果

图8 经920 °C/2 h + 380 °C/1.5 h等温淬火处理得到的ADI基体组织中碳元素的分布

Fig. 8 Distribution of carbon element in matrix structure of ADI obtained by austempering at 920 °C/2 h + 380 °C/1.5 h

3 结论

(1) 等温淬火温度为280 °C、330 °C和380 °C处理得到的ADI基体组织分别为奥铁体、奥铁体+条状奥氏体、奥铁体+条状奥氏体+块状奥氏体。随着等温转变温度的升高，奥铁体组织发生粗化，块状高碳奥氏体数量增多，且在奥氏体化温度为920 °C时，铁素体针随奥氏体化保温时间（1~2 h）的延长而增长。

(2) 在普通光镜下观察到的一束束奥铁体组织实则由位向大体平行或位向角约呈20°~25°的高碳奥氏体片和铁素体片交错组成，且随等温转变温度的降低，高碳奥氏体薄片和铁素体薄片均有一定程度的细化。同时，在较低温度（280 °C，330 °C）下等温转变获得的ADI基体中存在有一簇簇由位向大体平行的纳米

级高碳奥氏体薄片（厚度约为36~57 nm）和纳米级高碳铁素体薄片（厚度约为24~29 nm）相互交错组成的极细奥铁体组织（厚度约为1 μm），其数量随等温转变温度的降低而增多，且在相邻两簇极细奥铁体组织之间夹含有位向角约呈20°~25°的奥铁体组织。

(3) 在ADI基体组织中的铁素体薄片两侧的奥氏体中碳含量较高。同时，在沿垂直于铁素体针生长方向上，奥氏体中碳含量随离铁素体/奥氏体晶界距离的增大而逐渐减小。此外，在块状奥氏体内部，碳含量呈“U”型分布，越靠近奥氏体/铁素体晶界处碳含量越高。

致谢：西安理工大学现代分析测试中心的卢正欣副教授在本次透射电子衍射花样标定上提供了指导性的意见，在此表示感谢！

参考文献：

- [1] DODD J. High strength, high ductility ductile irons [J]. *Modern Casting*, 1978, 68 (5) : 60-66.
- [2] GUNDLACH R B, JANOWAK J F. Development of a ductile iron for commercial austempering [J]. *AFS Trans*, 1983, 94: 377-388.
- [3] HARDING R A, GILBERT G N J. Why the properties of ductile irons should interest engineers [J]. *Br. Foundryman*, 1986, 79: 489-496.
- [4] BARTOSIEWICZ L, KRAUSE A R, ALBERTS F A, et al. Influence of microstructure on high-cycle fatigue behavior of austempered ductile cast iron [J]. *Materials Characterization*, 1993, 30 (4) : 221-234.
- [5] SHANMUGAM P, RAO P P, UDUPA K R, et al. Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron [J]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29 (18) : 4933-4940.
- [6] BARTOSIEWICZ L, DURAISWAMY S, SENGUPTA A, et al. Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron [C]// *Morris Fine Symposium. TMS, Detroit*, 1991: 135-138.
- [7] BARTOSIEWICZ L, KRAUSE A R, SENGUPTA A, et al. Relationship between fatigue threshold and fatigue strength in austempered ductile cast iron [C]// *Proceedings of the International Symposium for Testing and Failure Analysis, ISTFA, ASM*, 1990, 16: 323-336.
- [8] PANNEERSELVAM S, MARTIS C J, PUTATUNDA S K, et al. An investigation on the stability of austenite in austempered ductile cast iron (ADI) [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 626 (7) : 237-246.
- [9] 曾艺成, 李克锐, 张忠仇, 等. 等温淬火球墨铸铁研发工作的进展与发展趋势[J]. *铸造*, 2017, 66 (9) : 940-947.

- [10] HAYRYNEN K L, BRANDENBERG K R, KEOUGH J R, et al. Applications of austempered cast iron [J]. AFS Trans, 2002, 111: 929-938.
- [11] 曾圣湖, 黄建成, 武炳焕. 等温淬火球墨铸铁在汽车底盘悬架类零件上的应用[J]. 铸造, 2011, 60 (8): 817-819.
- [12] 张云, 龚文邦, 刘欢. ADI的研究应用前景探讨[J]. 铸造, 2014, 63 (5): 439-443.
- [13] YANG J H, PUTATUNDA S K. Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 382 (1-2): 265-279.
- [14] 黄建洪. 奥-贝球铁研究与应用的进程[J]. 金属热处理, 2010, 35 (11): 1-9.
- [15] LIU Jincheng. Unique microstructure and excellent mechanical properties of ADI [J]. china foundry, 2006 (4): 253-257.
- [16] YANG J, PUTATUNDA S K. Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 382 (1-2): 265-279.
- [17] AHMADABADI M N. Bainitic transformation in austempered ductile iron with reference to untransformed austenite volume phenomenon [J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 1997, 28 (10): 2159-2173.
- [18] NOFAL A A, EL-DIN H N, IBRAHIM M M. Thermomechanical treatment of austempered ductile iron [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2007, 20 (2): 47-52.
- [19] EL-DIN H N, NOFAL A A, IBRAHIM K M, et al. Ausforming of austempered ductile iron alloyed with nickel [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2006, 19 (3): 137-150.
- [20] PUTATUNDA S K, KESANI S, TACKETT R, et al. Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 435 (11): 112-122.
- [21] YESCAS-GONZALEZ M A. Modelling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons [D]. University of Cambridge, 2001.
- [22] MARROW T J, CETINEL H, WARDMAN N, et al. Observation of retained austenite by electron backscatter diffraction in austempered ductile cast iron (ADI) [A]// Proceedings of the 20th Conference of HeatTreating, 2001: 491-496.
- [23] 魏秉庆, 梁吉, 吴德海. 贝氏体球墨铸铁[M]. 北京: 机械工业出版社, 2001: 197-199.
- [24] ROUNS T N, RUNDMAN K B. Constitution of austempered ductile iron and kinetics of austempering [J]. AFS Trans, 1987, 95: 851-874.
- [25] 黄孝瑛. 透射电子显微学[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1987: 456-485.

Fine Structure Analysis of Austempered Ductile Iron

HAN Fei¹, XU Jin-feng¹, YAN Qi-dong², WANG Ying-zhan²

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, Shaanxi, China; 2. Yuzhou Hengjilai Alloy Co., Ltd., Yuzhou 461600, Henan, China)

Abstract:

The fine structure characteristics of ADI matrix at different austempering temperatures were investigated by means of SEM and TEM. The results show that when the austempering temperature is 280 °C, 330 °C and 380 °C, the ADI matrix is composed of ausferrite, ausferrite + strip austenite and ausferrite + striped austenite + bulk austenite, respectively, and the ausferritic structure in the matrix is coarsened and the number of bulk high-carbon austenite increases with an increase in austempering temperature. Furthermore, when the austenitization temperature is 920 °C, the ferritic needle increases with the extension of the austenitization holding time. At the same time, the bundle of ausferritic structure observed under ordinary light microscope is actually composed of high-carbon austenitic slices and ferrite's slices interleaved, which are roughly parallel to each other in position or with a position angle of about 20°-25°. There are clusters of superfine ausferritic structure with about 1 μm thickness in the matrix of ADI under the isothermal transformation at lower temperature, which is composed of nano-sized high-carbon austenitic slices and nano-sized ferrite's slices interleaved that are roughly parallel in orientation. The number of superfine ausferritic structure increases with decreasing isothermal transition temperature. No carbides were generated at the grain boundary of nano-sized high-carbon austenitic slices / ferrite's slices. Between the two adjacent clusters of superfine ausferritic structures, there is an inclusion of ausferritic structure with a direction angle of about 20°-25°. In addition, the carbon content of austenite on both sides of ferrite sheet in ADI matrix is higher. And along the direction of vertical ferrite needle growth, the carbon content in the austenite gradually decreases as the distance from ferrite/austenite grain boundary increases. Whereas in the bulk austenite, the carbon content is in the "U" type distribution.

Key words:

austempered ductile iron; austempering temperature; ausferrite; ferrite's sheet; austenitic sheet