● 工艺技术 Technology ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2019.08.009

等温淬火球铁(ADI)实用生产技术

韩 非[1],徐锦锋[1],闫启栋[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:介绍了 ADI 的强化机理、等温淬火工艺、微观结构特点以及若干工艺因素对其力学性能的影响作用,重点阐述了 ADI 球铁毛坯件的生产、奥氏体化和等温转变过程的技术要点。同时,简述了无奥氏体 ADI、双相 ADI、铸态 ADI 和两步 ADI 的制备工艺和技术特点,以期为 ADI 产品的生产过程和质量控制提供理论依据。

关键词:ADI;奥氏体化;等温淬火;针状铁素体晶胞;高碳奥氏体
中图分类号:TG255 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2019)08-0792-08

Practical Production Technology of Austempered Ductile Iron (ADI)

HAN Fei[1], XU Jinfeng[1], YAN Qidong[2]
(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China; 2. Yuzhou Henglilai Alloy Co., Ltd., Yuzhou 461600, China)

Abstract: The strengthening mechanism, austempering process, microstructure characteristics and the effect of some technological factors on mechanical properties of ADI were introduced. The production, austenitization and isothermal transformation of ADI ductile iron blank were described in detail. The preparation technology and technical characteristics of noaustenitic ADI, two phase ADI, as-cast ADI and two-step ADI were described in order to provide theoretical basis for the production process and quality control of ADI products.

Key words: ADI; austenization; austempering; acicular ferrite cell; high carbon austenite

20 世纪 60 年代后期,中国对稀土镁球铁实施等温淬火并取得了显著成果,成为最先发明等温淬火球铁的国家,但由于当时国内技术交流受阻,未能第一时间在国际上宣告这一成果。1977 年,芬兰 Kymi Kymmene 公司宣布成功开发了一种性能优异的等温淬火球铁,引起了广泛重视,同时该公司还在美英法德等 13 个国家申请了专利[1]。

等温淬火球铁在国外称为 ADI(Austempered Ductile Iron),国内 2000 年以前则广泛地被称为奥贝球铁。然而,多年研究表明,球铁中由于含有较高的硅,通常在钢的贝氏体反应中观察到的渗碳体相的形成,在 ADI 中被抑制,而是形成一排排针状 α_B 之间夹着高碳 γ 的奥铁体组织。因此,现如今国内常称 ADI 为奥铁球铁。同时,贝氏体是 ADI 中应当尽量避免的组织,因为其对力学性能有害[2]。正是由于 ADI 这种独特的基体组织,使得 ADI 的性能可以与铸钢和锻钢媲美[3]。

收稿日期:2019-03-05
作者简介:韩 非(1994-),陕西渭南人,硕士生.研究方向:研究球墨铸铁等温淬火工艺及转变机制.
E-mail:hanfei94@qq.com
通讯作者:徐锦锋(1963-),陕西宝鸡人,教授.研究方向:铸造合金组织与性能研究.E-mail:jinfengxu@xaut.edu.cn

迄今,ADI 因其高的强韧性、良好的耐磨性、较高的疲劳强度和断裂韧性等优点,且密度比钢低 10%,有更高的比强度[3],已发展成为一种重要的工程材料,越来越多地被用于许多商业工程领域,包括汽车组件,农机和铁路部件等。但是,由于缺乏应有研发投入,我国生产的 ADI 部件总体上尺寸精度不高、表面粗糙度大,大多数还只是停留在较低层次的应用上[4],并且由于 ADI 基体中存在大量的残余奥氏体,极易产生加工硬化而使其难以切削,此外,还存在厚大件中心淬不透,热处理周期长及难以大批量稳定生产等问题。因此,全面了解 ADI 的强化机理、工艺特点和技术要点,有助于获得高质量的 ADI 铸件。

1 钢与球铁的等温转变强化机理

普通碳钢和球铁有 3 点不同[2]:①普通碳钢中不含有石墨相,无论何种热处理工艺均不能改变钢基体组织中的含碳量,而球铁中因含有石墨相,基体的含碳量可以改变;②普通碳钢中含有少量的硅,球铁则含有较高的硅;③钢是单相凝固,而球铁为双相凝固,球铁的微观偏析要比钢严重。由于普通碳钢与球铁的成分和组织皆不相同,因而等温转变产物亦存在明显的差异。

在钢中，传统的贝氏体B是由条片状铁素体与渗碳体（或碳化物）组成的[1]。当过冷γ在$B_{下}$转变区等温时，$\gamma\rightarrow\alpha$转变要排出过剩的碳，由于温度太低(320 ℃)，碳原子无法作远距离扩散，只能在α条片内析出细小粒状或短板条状渗碳体，最终形成黑色竹叶状的$B_{下}$。竹叶状的$B_{下}$具有较高的强韧性，缘于其细小α叶片内沉淀析出了极为细小的碳化物(ε)颗粒，产生了很强的弥散强化作用，且存在高密度位错，同时贝氏体转变具有不完全性，在α叶片间总是存在一些韧性的残留奥氏体(γ_R)，冷却到温室还要有一部分变为高硬度的马氏体(M)。因此，钢中的$B_{下}$实际上是由$B_{下}+M+\gamma_R+\varepsilon$组成的强韧性混合组织。当过冷奥氏体在$B_{上}$转变区等温时，伴随着$\gamma\rightarrow\alpha$转变的同时，过剩的碳将就近排出到条片的边缘，于是形成了成束平行排列的α条片间存在着一层渗碳体（或碳化物ε）的羽毛状$B_{上}$组织，由于$B_{上}$形成温度较高，α较粗且碳的饱和度很低，虽然其亚结构也是位错，但位错密度远低于$B_{下}$，而且$B_{上}$中ε较粗，不均匀地分布在α条间，起不到弥散强化的作用，故$B_{上}$的强度硬度比$B_{下}$低得多，一旦受到外力产生裂纹，裂纹便会很快在脆性的ε间穿行，低强度的α也无法阻挡。

球铁中因含有较高的硅，通常在钢的贝氏体反应中观察到的渗碳体相的形成，在ADI中被抑制。从等温冷却C曲线看[1]，球铁大约在320 ℃可以分出$Af_{上}$和$Af_{下}$转变区（Af为Ausferrite，$Af_{上}$、$Af_{下}$则分别代表上奥铁体和下奥铁体组织），它们的转变产物形貌大致与钢中$B_{上}$、$B_{下}$相似，但却有本质上的区别，力学性能也有很大差异。当γ冷却到无论是$Af_{上}$还是$Af_{下}$区发生$\gamma\rightarrow\alpha_B$转变时，产生的$\alpha$内已溶有硅，被称作是贝氏体（或针状）铁素体($\alpha_B$)，亦称无碳化物贝氏体。当$\alpha_B$形核生长时，碳从正在生长的$\alpha_B$叶片间排出，只能进入到周围的$\gamma$中。随着$\gamma\rightarrow\alpha_B$转变的进行，剩余的$\gamma$不断被碳所富集。当$\gamma$富碳到一定程度后，就会稳定下来，$\alpha_B$的生长也会停止，所以$\gamma\rightarrow\alpha_B$转变不会100%的完成。于是形成一排排针状$\alpha_B$之间夹着高碳$\gamma$的Af，这就是等温淬火球铁的基体组织。夹杂在$\alpha_B$之间的剩余$\gamma$中，碳的富集可高达1.6%~2.1%，此时奥氏体的Ms点可降至-80 ℃，甚至-120 ℃[5]。因此，高碳奥氏体具有很高的热力学稳定性。

在ADI中，无论$Af_{上}$还是$Af_{下}$都是被溶入部分碳和硅所强化了的针状铁素体α_B条片束与高碳γ_{HC}的混合组织，不存在脆性的渗碳体，这种组织结构是ADI获得优异强韧性的关键。γ具有很高的塑性和韧性，能有效减缓裂纹的扩张，这种高强度针状α_B由于镶嵌在高碳γ_{HC}中，使材料有了很好的强度、硬度和塑性、韧性配合。此外，在常温下看似稳定而热力学上不稳定的γ_{HC}在受到强力摩擦磨损时，除要产生加工硬化外，还将在摩擦表面一薄层内产生应力或应变诱发马氏体相变。伴随M的产生，不但表层硬度大大提高，而且有约4%的体积膨胀，使摩擦表面形成压应力。正是这种表层在工作过程中不断强化的能力，使ADI获得了高的韧性[1]。

2　ADI的制备方法

目前，获得奥铁体球铁(ADI)的方法有三种[6]：等温淬火处理法、连续冷却淬火处理法和铸态合金化法。

(1)等温淬火处理法　将球铁件加热到奥氏体化温度区，保温一定时间，使其基体完全奥氏体化，然后将铸件快速淬入盐浴炉、油槽或流动床炉中，使其快冷至奥氏体转变温度区，等温保持约1~4 h，然后空冷至室温。等温淬火后基体组织由高碳奥氏体+针状铁素体+石墨球组成，且石墨球的形态、尺寸和数量无明显变化。

(2)连续冷却淬火处理法　将球铁件加热到完全奥氏体化温度区，立即淬入特定的淬火介质中，经连续冷却获得奥铁体球铁。

(3)铸态合金化法　通过向球铁中添加提高淬透性的合金元素，以改变C曲线的位置和形状，用以克服中心部位淬不透之缺点，从而在铸态下直接获得奥铁体基体的球墨铸铁。

与等温淬火法相比，铸态合金化法无需热处理设备、节能降耗、生产周期短，还可避免铸件淬脆，但合金元素加入量多，增加生产成本，同时冷却速率也不易控制，太快会得到马氏体，太慢将产生珠光体。连续冷却淬火法工艺相对简单，合金元素加入量少，但组织欠稳定，易形成内应力，必须进行回火处理。

3　等温淬火制备ADI的工艺

ADI等温淬火处理过程如图1。将铸件升温至

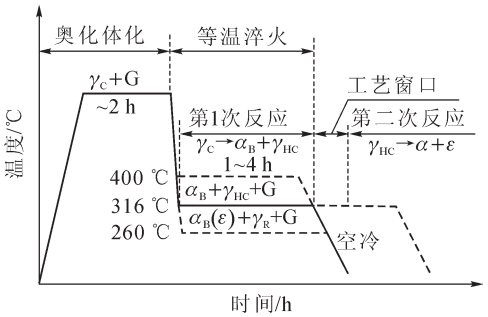


图1　常规ADI等温淬火处理工艺

Fig.1　Austempering treatment process of the conventional ADI

871~982 ℃并保温约 2 h，使基体完全奥氏体化[7,8]，奥氏体含碳量可在 0.6%~1.1%变化[2]。然后将铸件迅速冷却至 260~400 ℃保温 1~4 h 进行等温淬火处理，这一时期奥氏体含碳量可增至 1.8%~2.2%[2]，随之空冷至室温。在等温淬火过程中，会发生两次相变反应。在第一次反应中，奥氏体(γ_C)分解成针状铁素体(α_B)和高碳奥氏体(γ_{HC})：

$$\gamma_C \rightarrow \alpha_B + \gamma_{HC} \quad (1)$$

如果铸件在等温温度下保持时间过长，则会发生第二次不良反应，高碳奥氏体(γ_{HC})进一步分解成普通铁素体(α)和碳化物(ε)：

$$\gamma_{HC} \rightarrow \alpha + \varepsilon \quad (2)$$

由于此反应产生了碳化物，使得材料变脆，所以必须避免该反应的发生[8]。

在第一次反应完成之后但在第二次反应之前，ADI 将获得最优的性能，将两次反应之间间隔的这段时间称为“工艺窗口”[7,8]。工艺窗口可以通过添加合金元素（如：Cu、Ni、Mo）来扩大，这些合金元素在冷却时会阻碍奥氏体分解成珠光体和铁素体。适当的等温淬火可以产生理想的组织（高碳奥氏体+针状铁素体+石墨球），也可以避免形成不需要的微观组织（马氏体、碳化物和珠光体）。

当针状铁素体从奥氏体中形核长大时，剩余的奥氏体会变得富碳。铁素体和碳的最终形式与等温淬火温度有关，当 ADI 在较低温度区间(260~316 ℃)下等温淬火时，它生成由含析出碳化物(ε)的针状铁素体(α_B)和残余奥氏体(γ_R)组成的显微组织。然而，当在较高温度区间(316~385 ℃)下等温淬火时，它会产生由无碳化物的铁素体和高碳奥氏体(γ_{HC})组成的显微组织，这种显微结构通常被称为“奥铁体”。随着等温转变反应的进行，剩余奥氏体继续富碳，这种富集进一步抑制了针状铁素体的生长。根据转化温度和时间的不同，最终组织中可能含有大量（高达 50%）的 γ_{HC}。高碳奥氏体数量的增多会加快 ADI 的加工硬化速度，但却有助于提高 ADI 的疲劳强度和断裂韧性[9]。

4 ADI 的微观结构

图 2 (a)、(b) 分别为普通球铁和 ADI 的微观组织。普通球铁的微观组织由珠光体+牛眼铁素体组成，而 ADI 基体组织则由针状铁素体+高碳奥氏体组成[10]。具有富碳、热力学和力学稳定的奥氏体加上针状铁素体的混合组织使 ADI 具有非常优良的常温力学性能，同时还具有良好的低温性能和组织稳定性，可以在 -80 ℃的严寒气温下工作[10]，这是与其独特的微观组织和特有的性能密切相关的。

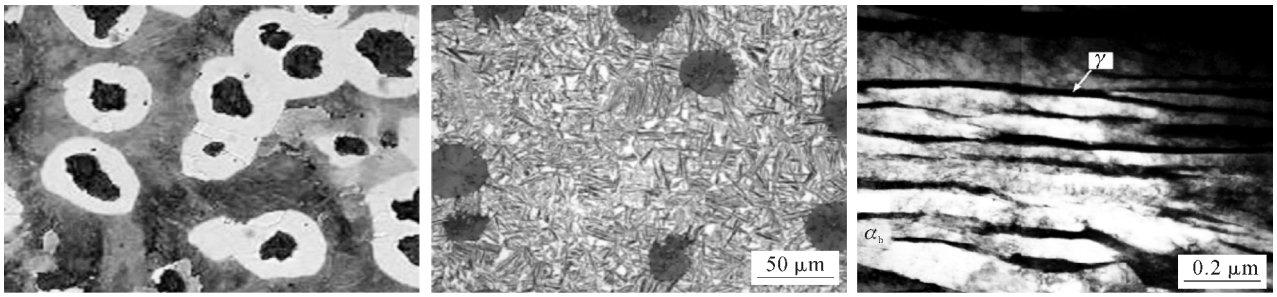
图 2(c)为 ADI 基体中针状铁素体的二次电子像。可以看出，普通光学显微镜下所观察到的 ADI 组织中的每一束针状铁素体实则由许多位相大体相同的薄铁素体片组成，每一薄铁素体片具有完全相同的晶体学位向，厚度大约 0.2 μm，长度约 10 μm。薄铁素体片之间或者由小角度晶界分开，或者由更薄的条形奥氏体分隔开。这种条形奥氏体也含有过饱和的碳。对于等温温度较低的高强度 ADI，薄铁素体片内还有极细小的碳化物颗粒析出，这种极细小的碳化物颗粒通常只有通过 X 射线衍射和透射电镜才能检测出来[10]。

5 ADI 力学性能特点

5.1 影响 ADI 力学性能的因素

影响 ADI 力学性能的重要结构因素有[8]：①奥氏体的体积分数 X_γ；②奥氏体的碳含量 C_γ；③针状铁素体和奥氏体的形态。如果能够同时产生极细的针状铁素体、奥氏体和极高的奥氏体的碳，就可以优化 ADI 的力学性能。

奥氏体向针状铁素体的转变是通过形核和生长来进行的，形核取决于过冷，同时如果等温淬火温度更高，则可能在奥氏体中获得更多的碳。因此，通过大的过冷可以在基体中获得非常细小的铁素体和奥氏体，通过高的等温淬火温度将可以增大奥氏体碳



(a)球墨铸铁的显微组织　(b)ADI的显微组织　(c)ADI组织中由薄铁素体片组成的针状铁素体

图 2 球墨铸铁的显微组织，ADI 的显微组织，ADI 组织中由薄铁素体片组成的针状铁素体

Fig.2 Microstructure of nodular cast iron, microstructure of ADI., Acicular ferrite composed of thin ferrite slices in ADI

量($X_\gamma C_\gamma$)，这将决定 ADI 的力学性能[8]。文献[3]给出，当 ADI 在较低淬火温度 TLA(如 260 ℃)热处理时，其屈服强度非常高，这是由于基体中存在细小的铁素体和奥氏体所致；当 ADI 在较高等温淬火温度 THA(如 385 ℃)热处理时，其屈服强度较低，这主要与铁素体和奥氏体相变成粗大的羽毛状形态有关。ADI 基体中针状铁素体晶胞尺寸随等温淬火温度的升高而变大[7]，如图 3[7]。

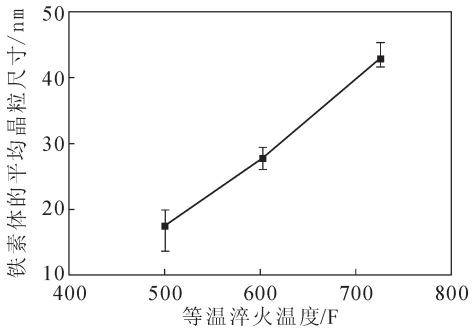


图 3 等温淬火温度对针状铁素体晶粒尺寸的影响
Fig.3 Effect of austempering temperature on ferrite cell size

文献[7]给出了铁素体和奥氏体体积分数与等温淬火温度之间的关系，如图 4、图 5 所示。随着等温淬火温度的升高，铁素体的体积分数降低，相应地奥氏体的体积分数增加。

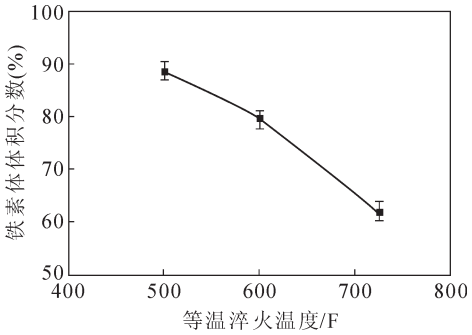


图 4 等温淬火温度对铁素体体积分数的影响
Fig.4 Effect of austempering temperature on volume fraction of ferrite

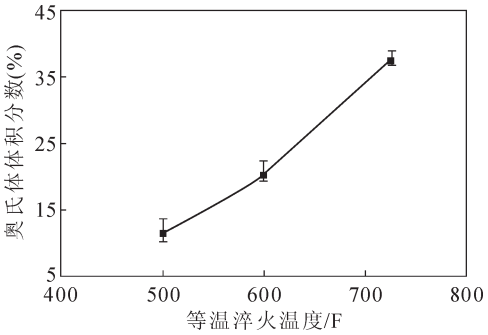


图 5 等温淬火温度对奥氏体体积分数的影响
Fig.5 Effect of austempering temperature on volume fraction of austenitic

图 6 为奥氏体的含碳量随等温淬火温度的变化[7]。随着等温淬火温度的升高，奥氏体的碳含量增大。在等温淬火过程中，针状铁素体从奥氏体中形核，并不断向周围奥氏体中排碳，使奥氏体的含碳量增加。图 7 反映了等温淬火温度对奥氏体的碳($X_\gamma C_\gamma$)的影响。奥氏体的碳是奥氏体体积分数(X_γ)和其碳含量(C_γ)的乘积，也就是基体中的碳含量。随着等温淬火温度的升高，奥氏体的碳($X_\gamma C_\gamma$)也随之增加[7]。

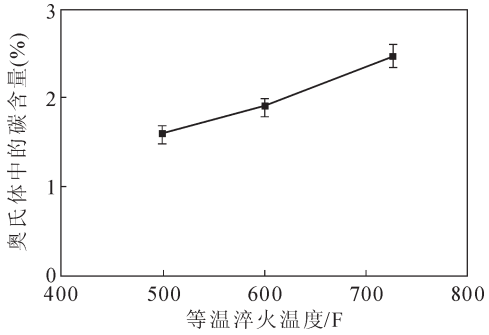


图 6 等温淬火温度对奥氏体碳含量(C_γ)的影响
Fig.6 Effect of austempering temperature on carbon content of austenite

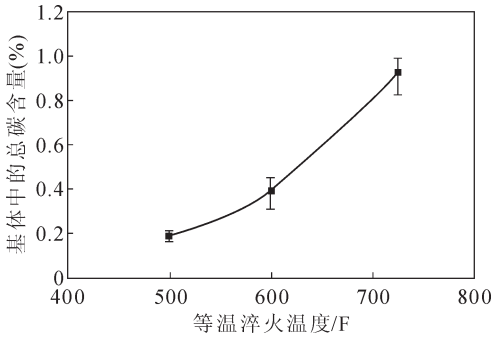


图 7 等温淬火温度对奥氏体的碳($X_\gamma C_\gamma$)的影响
Fig.7 Effect of austempering temperature on austenitic carbon

5.2 ADI 的力学性能

ADI 的显著特点是具有优异的综合力学性能和宽泛的性能谱。通过调整热处理工艺参数，可以获得所需的强度和伸长率（韧性）组合，强度可以从 800 MPa 高至 1600 MPa，伸长率可高达到 10%，无缺口冲击功可达到 100 J[11]。

Putatunda S.K.等[7]对 ADI 的力学性能进行了研究发现，随着等温淬火温度的升高，ADI 的屈服强度、拉伸强度和硬度均降低，而伸长率和断裂韧性增大，这主要与等温淬火温度升高造成铁素体晶胞粗化和奥氏体含量增加以及奥氏体碳含量增多有关。

文献[12]研究了 ADI 的疲劳强度，得出 ADI 具有优异的疲劳性能，且随着抗拉强度的增大而增大。分析其原因：一是高抗拉强度和高韧性对疲劳强度的贡献，二是 25%~50%的奥氏体具有独特的加工硬

化行为，合理的加工工艺能使 ADI 中的残余奥氏体产生相变，在工件表面产生压应力，从而大大提高材料的疲劳强度。如果加工工艺不能促使 ADI 中残余奥氏体的相变，则 ADI 的疲劳强度与珠光体球铁相当。

ADI 的切削加工性能较差，这在很大程度上影响了 ADI 的推广应用。其主要原因有[11]：①等温淬火获得的针状铁素体(α_B)和残余奥氏体(γ_R)的混合组织本身切削加工性能就较差；②未转变的残余奥氏体在切削力的作用下发生马氏体相变，形成加工硬化层，进一步恶化了 ADI 的切削加工性能。

6 ADI 的生产技术要点

6.1 球铁毛坯内在质量

球铁毛坯是 ADI 生产的基础，只有质量好的球铁件才能获得性能优异的 ADI 制件。ADI 材质强度对毛坯件的球化率甚是敏感。石墨球数越多，共晶团越小，显微偏析就越小，等温淬火组织就越均匀，就能稳定获得高强度、高韧性的 ADI 材质。反之，ADI 组织中就会出现大量的白亮区，甚至沿晶界出现网状的白亮组织，无法获得高强度、高韧性的 ADI 材质[11]。

为获得高质量的球铁毛坯，应尽可能采用瞬时孕育工艺，细化石墨球，提高球化等级。对 ADI 球铁毛坯的基本要求是[13]：合理稳定的化学成分，石墨球数不低于 200 个 /mm^2，球化率不低于 85%(3 级)，球径不大于 0.05 mm(6 级以上)，碳化物及夹杂不高于 0.5%，显微缩松不高于 1%，珠光体 / 铁素体的比例恒定。

6.2 球铁毛坯的化学成分

影响 ADI 力学性能的主要因素是化学成分、微观组织和热处理工艺。其中，化学成分波动范围小，尤其是 C、Si、Mn、P、S、RE 和 Mg 元素含量波动小，是 ADI 达成组织与性能一致和实现稳定生产的前提。适宜的化学成分包括：3.2%~3.8%C(推荐 3.4%~3.6%C)；2.2%~2.8%Si(推荐 1.5%~2.8%Si)；4.00%~4.70% CE；<0.4% Mn；<0.05% P；<0.03% S；0.030%~0.065%$Mg_{残}$；0.020% ~0.040%$RE_{残}$。当 S≤0.020%时，$RE_{残}$=0.020%~0.030%；当 S>0.020%~0.040%时，$RE_{残}$=0.030%~0.035%；当 S>0.040%~0.1%时，$RE_{残}$=0.040%~0.050%。$Mg_{残}$/$RE_{残}$=1.0~1.2[6]。

当壁厚大于 19 mm 就需要考虑添加合金元素，以增加淬透性[13]。常用合金元素有 Cu、Ni 和 Mo，各合金元素对合金铸铁淬透性的影响可用下式表示[14]：

$$J_{dp} = 2.9(T_\gamma)^{1/2}+18.2(W_{Mn})+25.3(W_{Mo})+6.0(W_{Cu})+28.6(W_{(Mo+Cu)})+38.6(W_{(Mo+Ni)})+13.6(W_{(Mn+Ni)})+50.9(W_{(Mo+Cu+Ni)})-82.2$$

式中，J_{dp} 距淬火断面无珠光体的临界距离 /mm；T_γ 奥氏体化温度，℃；W 合金元素的含量。

避免用 Mn 元素去提高球铁的淬透性。这是因为 Mn 是正偏析元素，能富集于晶界，阻碍等温淬火反应，并在随后的空冷过程中促使马氏体转变，造成白亮组织，恶化 ADI 的力学性能。考虑价格因素，首选 Cu 元素进行合金化，但 Cu 含量超过 0.8%时会阻碍奥氏体化过程中碳元素的扩散，因此当 Cu 量加到最大值 0.8%后，则需要辅加适量的 Ni 元素。通常 Ni 含量控制在 2%以下，否则会增加成本。Mo 元素使 C 曲线右移，阻碍珠光体转变，提高淬透性，但晶间偏析较严重，而且是强碳化物形成元素，常常富集于共晶团界，极易形成晶间碳化物，恶化韧性和切削性能[38]。特别是，当生铁中含有较高的 Ti 量时，Mo 和 Ti 与 N 易形成氮化物，恶化 ADI 的力学性能因此，即使选择优质生铁生产 ADI，Mo 元素的添加量也不宜超过 0.25%[11]。

6.3 奥氏体化温度和时间

提高奥氏体化温度和延长保温时间，会增加奥氏体中碳的固溶度，有利于提高奥氏体的稳定性，从而在等温淬火过程中容易获得较多的残余奥氏体。如果奥氏体化温度太低(<840 ℃)或保温时间太短，则碳化物不能完全溶解，且奥氏体含碳量偏低，经等温淬火后冷却至室温容易转变成马氏体，会使 ADI 得到高的强度和硬度，而塑性、韧性偏低[6]。奥氏体化温度范围通常在 860~950 ℃，其温度的选择取决于铸件的化学成分，主要是 Si 含量，其次是铸态组织中是否存在碳化物及碳化物的含量，以及材料的性能要求等。当 Si 含量较高且铸态基体中铁素体含量较多时，奥氏体化温度宜取高一些；而当 Si 含量较低、铸态基体中珠光体含量较多且要求材料塑性、韧性高时，应选择较低的奥氏体化温度；对铸态组织中有较多的碳化物、但对材料塑韧性要求较高的零件，可以先高温奥氏体化，然后降温到 860~880 ℃，按零件的大小保温均匀后出炉进行等温淬火；对一般的 ADI，奥氏体化温度可选择为 900~920 ℃[11]。

奥氏体化时间与奥氏体化温度、铸件壁厚、加热炉炉型、加热介质等有关。奥氏体化温度低、铸件壁厚大、靠辐射加热、加热介质传热速度慢，奥氏体化保温时间就长。一般用盐浴加热，加热保温时间范围为 0.5~1.0 h，如果是用电阻炉加热，加热保温时间应

为 1~2 h[11]。

6.4　等温转变温度和时间

奥氏体等温转变温度常选在 260~400 ℃范围。等温转变温度较高时(高于 316 ℃)，基体组织以无碳化物的粗大的针状铁素体和高碳奥氏体组成的羽毛状组织为特征；等温转变温度较低时 (316 ℃以下)，基体组织则以含析出碳化物的细小的针状铁素体和残余奥氏体为特征，其中残余奥氏体含量较低(<10%)。在 300~316℃的低温区等温淬火可以得到 $\sigma_b \geqslant 1\,300$ MPa，δ=2%~4%的 ADI 材质；在 350~370 ℃的高温区可得到 $\sigma_b \geqslant 1\,000$ MPa，$\sigma \geqslant 10\%$的 ADI 材质。在奥铁体转变区，由于碳的扩散，在局部区域将形成稳定的奥氏体，因而在转变结束后，仍会存留部分残余奥氏体。等温转变的两个阶段中，第一阶段通过奥氏体中碳原子的扩散、迁移，形成针状铁素体，第二阶段则因碳化物(碳化硅)的析出使 ADI 脆化[6]。

等温转变保温时间，用以保证奥铁体的成核、生长和碳原子扩散、迁移有足够的时间，从而影响 ADI 的组织和性能。保温时间太短，只有少量的奥铁体析出，而周围未转变的奥氏体含碳量较低，冷却至室温时不稳定，大部分转变为马氏体，导致冲击值和伸长率下降，而硬度升高；随着保温时间的延长，残余奥氏体增多，冲击值、伸长率增大；保温时间太长，则高碳的奥氏体分解为稳定的普通铁素体和碳化物，促使冲击值和伸长率的下降。等温时间的选择应使奥氏体能够获得最高的含碳量，以获得最好的稳定性，同时又要防止发生奥氏体分解成碳化物和铁素体。

6.5　等温盐浴

为了获得质量稳定的 ADI 材质，等温盐浴必须满足以下要求[11]：①温度均匀，盐浴必须具有搅拌装置，保证浴盐各区域的温度均匀；②温度波动小，浴盐要有充足的热容量，当铸件淬入浴盐时，浴盐的温升必须小于 20 ℃，最好能小于 10 ℃，所以浴盐和零件的质量比应大于 10∶1；③浴盐要经常清理，尽量减少浴盐的污染，以减少浴盐冷却能力的波动；④浴盐要适当加水，并经常性补加，以提高浴盐的激冷能力。等温淬火处理常用的硝盐成分和使用温度见表 1[6]。

表1 硝盐配比及使用温度

Tab.1 Nitrate ratio and service temperature

配比(%)	熔化温度 /℃	使用温度 /℃
$55KNO_2+45NaNO_2$	137	150 ~ 500
$55NaNO_3+45NaNO_2$	221	230 ~ 550
$55NaNO_3+45KNO_3$	218	230 ~ 550
$55KNO_3+45NaNO_3$	218	230 ~ 550

6.6　回火

采用低温(180~200 ℃)回火处理，可将等温淬火后空冷时产生的马氏体和等淬过程中产生的“白区”中的隐针马氏体转变为回火马氏体，使部分不稳定的未转变的奥氏体进一步转变为奥铁体和稳定的残余奥氏体，同时，还可有效地消除淬火应力，使 ADI 的冲击韧度得到提高[6]。

7　ADI 实用生产新技术

近年来，世界各国竞相发展 ADI 生产新技术，通过深入的理论研究和生产实践，又相继研发出了多种组织结构的 ADI 材质和多种制备 ADI 的新工艺，包括无奥氏体 ADI、双相 ADI、含碳化物 ADI、低碳当量 ADI、铸态 ADI、两步 ADI、形变 ADI、挤压 ADI 等。在上述各种实用生产技术中，无奥氏体 ADI、双相 ADI、铸态 ADI 和两步 ADI 生产技术已日臻完善，生产应用日趋广泛，现就这四种 ADI 实用生产技术简述如下。

7.1　无奥氏体 ADI

奥氏体的机械不稳定性促使其在加工过程中会发生马氏体转变，这会导致 ADI 材质难以切削。相比之下，铁素体比奥氏体具有更低的加工硬化速率。由于大多数 ADI 制件需要加工，故无奥氏体结构的 ADI 就可能会降低这些制件的加工成本。同时，FCC(面心立方)奥氏体具有比 BCC(体心立方)铁素体更低的导热率，使得具有铁素体和奥氏体混合显微组织的 ADI 具有相对较低的热冲击和热疲劳抗力。然而，对于许多工程结构件来说，需要高温耐冲击性。此外，奥氏体比铁素体具有更高的热膨胀系数，这会在热疲劳工况中引发严重的安全隐患。因此，开发无奥氏体结构的 ADI 材质而不损害其力学性能显得尤为迫切。

无奥氏体 ADI 的典型制备工艺[7]：球铁件先在 927 ℃下奥氏体化 2 h，然后在 260~400 ℃下等温淬火 2 h，再在 484 ℃下进一步回火 2 h，最后空冷至室温。

7.2　双相 ADI

双相 ADI 的基体组织由先共析铁素体(破碎状铁素体)和奥铁体加石墨球组成。先共析铁素体的存在可以有效地提高 ADI 的塑韧性，降低硬度，改善加工性能，但对抗拉强度、屈服强度和弯曲疲劳强度降低幅度并不显著[15]。

获得双相显微结构的方法：先将球铁件升温至 Fe-C-Si 相图的双相临界区温度，进行不完全奥氏体化，以得到先共析铁素体，然后在盐浴中进行等温淬

火处理，并保温一定时间，使奥氏体转变为奥铁体[16]。其典型热处理工艺参数为[17]：840 ℃保温 1.5 h 进行奥氏体化，320 ℃保温 1 h 进行等温淬火，按此工艺所获得的双相 ADI 可以满足 ASEJ2477-2004 标准中 750 级的力学性能要求。近年，又提出了一种新的制备双相 ADI 的热处理方法，它包括一个完整的奥氏体化阶段，然后在双相临界温度区保温一段时间，使之发生奥氏体(γ)铁素体(α)转变，最终以等温淬火处理结束。通过该法可以获得一种新型的微观组织，由奥铁体基体及呈连续网状分布的细小的自由铁素体组成，这种新型的显微组织有望进一步提高双相球墨铸铁的力学性能[16]。

7.3 铸态 ADI

铸态 ADI，顾名思义是在铸态下通过控制冷却(Engineering cooling)来获得完全的奥铁体组织，亦即不进行专门的等温淬火热处理。其组织和性能可满足常规 ADI 的要求，节能高效。但需要添加一定量的 Ni(3%~5%)、Mo(0%~0.2%)和 Cu(0.1%~1.0%)元素进行低合金化，并且壁厚不宜太厚，Mc 在 0.4~1.5 cm 范围[18]。主控参量为：落砂温度、等温转变温度和保温时间。其中，落砂温度可通过实测的连续冷却曲线来控制；等温转变温度的控制方法是落砂后将铸件放入绝热介质膨化珍珠岩中进行奥铁体转变；膨化珍珠岩的粒度为 5 mm，密度为 40~120 kg/m^3，导热率＜0.006 W/mk；保温时间为 90 min，随之空冷。所获得的铸态 ADI 微观组织和力学性能可以满足 ASTM A897/A897 M-06(2011)和 EN 1564-2011 标准，以此得到获得完全奥铁体组织的适宜的工艺参数，诸如化学成分、模数、落砂温度和等温温度及保温时间等，进而通过铸件模数和化学成分来调整落砂温度和等温温度。

7.4 两步 ADI

常规单一温度下的等温淬火工艺不能使球铁件同时满足高硬度和高韧性。例如，低温等温淬火得到细小的奥铁体组织，且奥氏体碳含量较低，致使其强度硬度高而塑韧性差；高温等温淬火得到粗大的奥铁体组织，而奥氏体碳含量高，导致其塑韧性好而强度较低。然而，采用先低温后高温的两步等温淬火处理方法，可以使铁素体在低温相变驱动力大的情况下形核，促使晶粒细化而又不影响奥氏体的体积分数，该工艺处理得到的球铁常被称为两步 ADI。

两步 ADI 的典型制备方法：经历完全奥氏体化的球铁件最初在低温下(~260℃)等温淬火几分钟，继尔在更高的温度下等温淬火 2 h 所得到的 ADI 材质。在低温下进行等温淬火处理，奥氏体因超快冷会产生细小的奥铁体组织，随之在较高温下进行的等温淬火处理将形成高的奥氏体碳($X_\gamma C_\gamma$)[19]。

8 结束语

ADI 作为新一代球铁材料，从诞生至今已经历 40 余年的发展历程。迄今，无论在应用基础研究方面，还是在实际工程应用方面，ADI 材质和铸件生产技术均已取得长足的发展。可以预见，为 ADI 材质超高的力学性能和特殊的使用性能所吸引，ADI 生产技术必将在我国工程机械制备领域获得更加广泛的推广和应用。

参考文献：

[1] 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.

[2] 刘金城. 关于奥贝球铁及其微观组织术语的探讨—对 ADI (Austempered Ductile Iron)我们需要一个正确的中文术语[J]. 现代铸铁，2002(1): 9-12.

[3] 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 & Engineering A, 2015, 626(7): 237-246.

[4] 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.

[5] 吴光英，王蕾. 等温淬火球铁等温转变过程及奥贝球铁连续生产线 // 庆祝中国热协成立 20 周年大会论文集[C]. 北京：中国热处理行业厂长经理会议质量工作会议, 2006: 176-183.

[6] 郑隆滨，程义，龚正春，等. 奥氏体— 贝氏体球铁的生产研究[J]. 锅炉制造，2000(3): 35-42.

[7] Putatunda S K, Kesani S, Tackett R, et al. Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron)[J]. Materials Science & Engineering A, 2006, 435(11): 112-122.

[8] 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 & Engineering A, 2004, 382(1): 265-279.

[9] Moore D J, Rouns T N, Rundman K B. The effect of heat treatment, mechanical deformation, and alloying element additions on the rate of bainite formation in austempered ductile irons [J]. Journal of Heat Treating, 1985, 4(1): 7-24.

[10] 刘金城，时胜利. 等温淬火球铁(ADI)的微观组织与力学性能[J]. 铸造技术, 2006, 27(12): 1282-1285.

[11] 王泽华. 等温淬火球铁(ADI)的研究和应用[J]. 机车车辆工艺，2003(4): 1-5.

[12] 刘光华，张永秀. 第三届全国等温淬火球铁技术研讨会论文集[C]. 大连：中国铸造学会铸铁及熔炼专业委员会，2002：30-34.

[13] 曾艺成. 等温淬火球墨铸铁(ADI)现状及发展前景[J]. 中国铸造装备与技术，2007(3): 60-66.

[14] 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.

[15] 姜利坤，刘金海，李国禄，等. 等温淬火工艺对双相等温淬火球

（下转 803 页）

铸件质量符合用户技术要求，铸件出品率为 58%。

参考文献：

[1] 岳琳清. 我国挤压铸造技术的研究现状及展望 [J]. 中国设备工程,2018(9):188-189.

[2] 渠志刚，刘江南，贺辛亥，等. 熔模精密铸造技术在汽车工业的应用及发展[J]. 热加工工艺，2017，46(1): 11-14.

[3] 郑小秋，谢世坤，易荣喜，等. 低压铸造技术:发展历程、研究现状和未来趋势[J]. 材料导报，2016，30(7):74-80，85.

[4] 袁贝，廖敦明，周建新. 铝合金铸造工艺 CAD/CAE 技术的研发与应用[J]. 特种铸造及有色合金，2012，32(4):321-323.

[5] Zhu J Z, Guo J, Samonds M T. Numerical modeling of hot tearing formation in metal casting and its validations [J]. International Journal.

[6] 张增志. 耐磨高锰钢[M]. 北京：冶金工业出版社,2002.

[7] 杜西灵，杜磊. 钢铁耐磨铸件铸造技术[M]. 广州：广东科技出版社，2006.

[8] 黄天佑. 消失模铸造技术[M]. 北京：机械工业出版社，2004.

[9] 陶杰. 消失模铸造方法与技术[M]. 南京：江苏科技出版社，2003.

[10] 胡祖尧，邓宏运，章舟. 高锰钢铸造生产及应用实例[M]. 北京：化学工业出版社，2010.

[11] Smith R W, DeMonte A, Mackay W B F. Development of high-manganese steels for heavy duty cast-to-shape applications [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153-154：589-595.

[12] 陈希杰. 高锰钢[M]. 北京：机械工业出版社，1989.

[13] Bhero S W, Nyembe B, Lentsoana K. Common causes of premature failure of hadfield steel crusher and hammers used in the mining industry [C]//Int. Conf. on Mining, Mineral Processing and Metallurgical Engineering. Johannesburg, 2013；174.

[14] 张增志. 耐磨高锰钢[M]. 北京：冶金工业出版社，2002：138-140.

[15] 傅排先，张文宁，康秀红. 厚大高锰钢铸件微裂纹形成机理研究[J]. 铸造，2007，56（4）：409-414.

[16] 李文生，路阳. 高锰钢铸件的缺陷与对策[J]. 铸造，2004，53（6）：476-478.

（上接 798 页）

墨铸铁力学性能的影响[J]. 铸造, 2009, 58(4): 368-372.

[16] Basso A, Martí nez R, Sikora J. Infuence of chemical composition and holding time on austenite (γ)ferrite (α) transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509: 9884-9889.

[17] 王金辉，刘金海，李国禄，等. 双相 ADI 飞轮毂热处理工艺[J]. 铸造设备与工艺, 2014(4): 16-18.

[18] Mé ndez S, Torre U D L, Larranaga P L, et al. Processing Thickness Window for As-cast Ausferritic Castings[C]. Afs Proceedings, 2015: 1-7.

[19] Yang J, Putatunda S K. Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process [J]. Materials Science & Engineering A, 2005, 393(1): 254-268.

西安普胜机电设备有限公司

XIAN PUSHENG MECHANICAL& ELECTRICAL EQUIPMENT CO.,LTD,.

西安普胜机电设备有限公司是专业从事仪器仪表、耗材、生产、销售、维护的科技公司。公司拥有高水平、高素质的科研生产团队和一流的销售、售后服务团队。

普胜公司秉承“诚信、务实、开拓、创新”的经营理念以满足客户的需要。以先进的技术和优质的服务，多年现场应用经验，为用户提供成熟的检测方案并为用户解决现场疑难问题。我们的坚持用户第一，信誉至上。

●主要产品　智能、高效、精確、快捷的型砂試驗儀器

——实现您建造现代化型砂试验室的梦想！

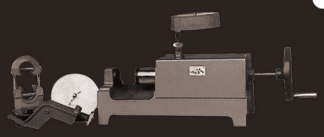
炉前分析仪

测温仪

高精度炉前分析仪
便携式智能测温仪
LXH-1冷芯盒制样机
SSZ震摆式筛砂机
SYS-B砂型表面硬度计
ZSL智能热湿拉测试仪
STZ直读式透气性测定仪
ZTY智能透气性测定仪
SHY树脂砂混砂机
SWY液压强度试验机
GET-11型智能发气性测定仪

●其他产品：高精度样杯　高精度快速热电偶　在线式系列非接触红外测温仪

●维修服务：测温仪、炉前分析仪及各种电路板维修。



地 址：710054西安市雁塔路南段99号
联系人：王志兵 15009251740　　电话/传真：029-83255097
顾 问：西安理工大学教授　魏 兵　13609155628
邮 箱：zhuzaogy@163.com　　仪器维修：13309279348