

· 组织和性能 ·

## 预备热处理对 A-F 区亚温淬火-回火的 42CrMo 钢组织和性能的影响

席志伟 罗红梅 孙国栋

(九江学院机械与材料工程学院, 九江 332005)

**摘要** 利用金相显微镜、洛氏硬度计和扫描电镜,对经过预备热处理(退火、淬火、调质)+亚温淬火+高温回火处理(又称临界区淬火+回火)后的 42CrMo 钢的组织、冲击性能以及断口形貌进行了观察和分析。结果表明,预备热处理为退火处理时,亚温处理后残留的铁素体粗大不均;且在回火索氏体之间分布不均匀;预备热处理为淬火处理和调质处理时,残留的铁素体形态细小,且与回火索氏体均匀分布。采用不同预备热处理时,亚温处理后的硬度差别很小。亚温处理后 42CrMo 钢的冲击性能均高于常规调质处理后的冲击性能;预备热处理为调质处理时,亚温处理后的冲击功最大,从其断口形貌中可以看出,其起裂区和裂纹纤维扩展区所占比例较退火处理和淬火处理时要大。因此,调质处理更适合作为 42CrMo 钢的预备处理。

**关键词** 预备热处理 亚温处理 42CrMo 钢 冲击性能 断口形貌

## Effect of Conditioning Heat Treatment on Structure and Properties of Quenched from A-F Dual Phase Range-Tempered 42CrMo Steel

Xi Zhiwei, Luo Hongmei and Sun Guodong

(School of Mechanical and Materials Engineering, Jiujiang University, Jiujiang 332005)

**Abstract** The microstructure, impact performance and fracture morphology of 42CrMo steel after pre-heat treatment (annealing, quenching, tempering) and treatment of quenching from dual phase range + tempering at high temperature (also referred to as quenching from critical range + tempering) were observed and analyzed by means of metallographic microscope, hardness tester and scanning electron microscope. The results show that the residual ferrite is uneven in distribution between tempered sorbite when the preparatory heat treatment is tempering, whereas the residual ferrite is small and even when the preparatory heat treatment is quenching and hardening and tempering. The hardness difference of sub-heat treatment is very small when different preparation heat treatment is used. After sub-temperature treatment, the impact performance of 42CrMo steel is higher than that of conventional hardening and tempering. When pre-heat treatment is hardening and tempering, the impact energy after sub-temperature treatment is the largest, and it can be seen from the fracture morphology. The cracking area and crack fiber expansion area of hardening and tempering account for a larger proportion than annealing and quenching. Therefore, the hardening and tempering treatment is more suitable as a preparatory heat treatment for the 42CrMo steel.

**Material Index** Preparatory Heat Treatment, Sub-Heat Treatment, 42CrMo Steel, Impact Energy, Fracture Morphology

亚温淬火是将亚共析钢加热至  $Ac_1$  至  $Ac_3$  之间某一温度,保温一段时间后,利用冷却介质进行冷却的一种热处理工艺。通过亚温淬火,可以显著提高材料冲击韧性、降低韧脆转变温度,并抑制可逆回火脆性,并在诸如 45 钢<sup>[1]</sup>、26CrMoNbTiB 钢<sup>[2]</sup>、30CrMnSi 钢<sup>[3]</sup> 得以成功应用。42CrMo 钢具有高的强度和良好的淬透性,用于制造要求强度较高和调质截面较大的锻件,如机车牵引用的大齿轮、汽车后轴、受载荷极大的连杆及弹簧夹等<sup>[4-5]</sup>,42CrMo 钢常规热处理工艺为调质处理,但是使用中发现该系列钢在调质处理后会冲击韧性不足的问题<sup>[6]</sup>;同时试验发现,当钢经过不同的预备热处理时,其亚温淬火后的性能会有很大的不同<sup>[7]</sup>。为此,本文以

42CrMo 钢为研究对象,采用三种不同的预备热处理(退火、淬火、调质)对亚温淬火及高温回火后组织、硬度、冲击性能及断口相貌的影响,以期工业生产提供依据。

### 1 试验材料及试验方法

#### 1.1 试验材料及热处理工艺

试验所用的 42CrMo 钢为昆山“钢之冠”公司提供,其化学成分如表 1 所示,利用线切割机将原始尺寸为 12 mm × 22 mm × 220 mm 的板材切割成尺寸为 10 mm × 10 mm × 55 mm 的长方体试样。

对切割后的试样分别进行三种不同的预备热处理,分别为退火处理、淬火处理及调质处理。三种预备热处理工艺如表 2 所示,将不同预备热处理后的

表 1 42CrMo 钢的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of 42CrMo steel /%

C	Si	Mo	Mn	Cr	P	S
0.38 ~ 0.45	0.17 ~ 0.37	0.15 ~ 0.25	0.5 ~ 0.8	0.9 ~ 1.2	0.035	0.035

表 2 42CrMo 钢的预备热处理工艺

Table 2 Preparatory heat treatment process of 42CrMo steel

预处理工艺	工艺参数
退火	830 °C × 40 min, 炉冷
淬火	850 °C × 40 min, 油冷
调质	850 °C × 40 min, 油冷 + 560 °C × 2 h, 油冷

试样均进行亚温淬火 + 回火处理 (简称“亚温处理”),其淬火工艺为 790 °C × 40 min, 油冷,回火工艺为 560 °C × 2 h, 油冷。

### 1.2 试验方法

将热处理后的试样进行打磨、抛光后,采用 4% HNO<sub>3</sub> 酒精溶液腐蚀,利用蔡司金相显微镜对组织进行观察,采用 HRSS-150 型洛氏硬度计测试试样的硬度,所选载荷为 1471N,取 5 个点的平均值作为

试样的硬度值,根据 GB/T229-1994《金属夏比缺口冲击试验方法》,将热处理之后的试样加工成标准夏比 U 型缺口冲击试样<sup>[8]</sup>。采用冲击试验机测试试样的冲击韧性,取 5 个试样的冲击韧性平均值作为该试样的冲击韧性值,采用 TESCAN VEGA 扫描电镜对断口形貌进行观察。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 不同热处理工艺下三种钢的组织分析

图 1 所示为 42CrMo 钢经过退火和亚温淬火后的金相组织。从图 1(a)可以看出,42CrMo 钢退火后的组织由白色网状铁素体和层片状珠光体构成,亚温处理后其组织由残留铁素体、碳化物和回火索氏体组成,如图 1(b)所示,从其形态看,残留的铁素体尺寸粗大,而且在回火索氏体之间分布不均匀。依据金属热处理的原理<sup>[9]</sup>,原始组织为铁素体 + 珠光体的 42CrMo 钢加热到 790 °C 时,处于 ( $\alpha + \gamma$ ) 两相区,奥氏体在珠光体和铁素体界面处形核,并通过碳原子的扩散向  $\alpha$  相和碳化物方向不断长大,但由于加热温度低,一方面奥氏体内溶解的碳化物未充分均匀化,另一方面部分碳化物可能未能溶解到奥氏体内,在随后的淬火过程中,奥氏体转变为马氏体,进而在高温回火后转变为回火索氏体,淬火后保留下来的铁素体和碳化物在随后的回火过程中也得以长大,因此在亚温淬火后,组织粗大且不均匀。

图 2 所示为 42CrMo 钢经过淬火和亚温淬火后的金相组织。从图 2(a)可以看出,42CrMo 钢经淬火后的组织为马氏体 + 残余奥氏体,亚温淬火后铁素体形态细小,而且与回火索氏体相间分布。预处理态为马氏体 + 残余奥氏体 42CrMo 钢在亚温淬火阶段,当加热的温度较低时,会经历马氏体的分解,残余奥氏

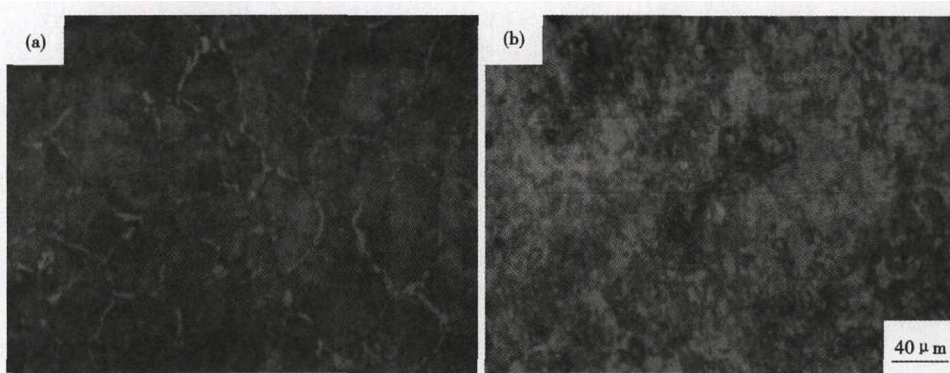


图 1 830 °C 预退火(a)和 790 °C 亚温淬火 + 560 °C 回火(b) 42CrMo 钢的组织形貌  
Fig. 1 Morphology of structures of 42CrMo steel conditioning annealed at 830 °C (a) and quenched from 790 °C at dual phase range + tempered at 560 °C (b)

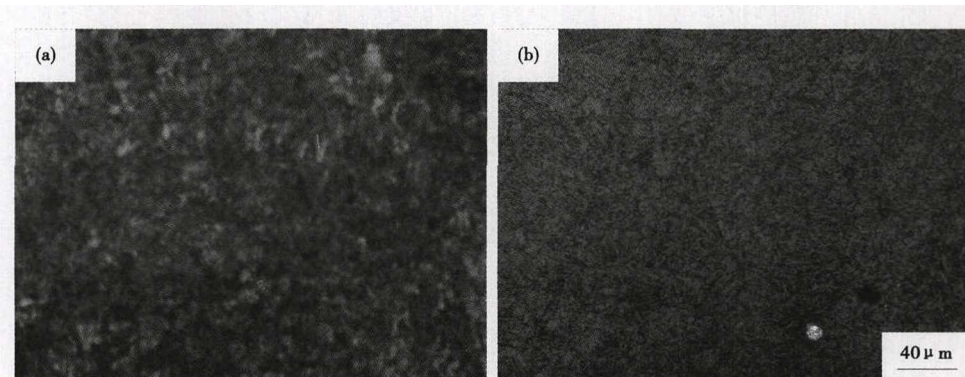


图 2 830 °C 预淬火(a)和 790 °C 亚温淬火 + 560 °C 回火(b) 42CrMo 钢的金相组织  
Fig. 2 Morphology of structures of 42CrMo steel pretreatment quenched from 830 °C (a) and quenched from 790 °C at dual phase range + tempered at 560 °C (b)

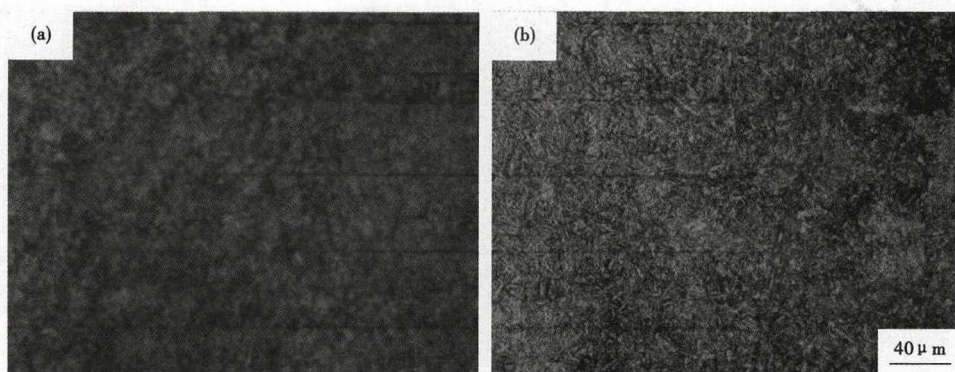


图3 850 °C 油淬 + 560 °C 回火预调质(a)和 790 °C 亚温淬火 + 560 °C 回火(b) 42CrMo 钢的组织形貌

Fig.3 Morphology of structures of 42CrMo steel pretreatment oil quenched from 850 °C + tempered at 560 °C (a) and quenched from 790 °C at dual phase range + tempered at 560 °C (b)

体的分解,碳化物的聚集长大以及  $\alpha$  相的回复和再结晶,但是由于加热阶段采用的是连续加热的方式,因此,这些阶段进行的都不够充分,所形成的碳化物会较为细小,铁素体晶粒尺寸较小,在加热至 ( $\alpha + \gamma$ ) 双相区时,奥氏体更容易以这些细小的碳化物和铁素体为核心开始形核,而且具有较高的形核率,在淬火后转变为细小的铁素体、马氏体和残余奥氏体的混合组织,进而在高温回火后获得显微组织及成分较为均匀的回火索氏体和细小铁素体组成的混合组织。

图3所示为 42CrMo 钢经调质处理和亚温淬火后的金相组织。从图3所示的组织看,经调质处理后,其组织由回火索氏体组成,组织形态均匀,经亚温淬火处理后,残留铁素体与回火索氏体之间分布均匀,与图2差别不大。调质处理后的 42CrMo 钢中回火索氏体形态为多边形铁素体基体上均匀分布着碳化物颗粒,铁素体得以充分回复并长大,这种组织形态明显不同于退火状态下铁素体与碳化物呈片层相间分布的组织形态,在加热至 ( $\alpha + \gamma$ ) 双相区时,奥氏体在铁素体和碳化物颗粒的界面上形核,细小的碳化物为奥氏体的形核提供了更低的阻力,因而奥氏体具有更高的形核率,从而在淬火时获得细小均匀的马氏体,进而在高温回火后转变为回火索氏体,铁素体得以保留,从而获得如图3所示的组织。

## 2.2 不同热处理工艺下 42CrMo 钢的硬度和冲击功测试结果及分析

表3所示为 42CrMo 钢在不同的热处理工艺下的硬度测试结果,从硬度测试结果看,尽管在不同预

处理状态下,42CrMo 钢的硬度由较大差别,但经过亚温处理后,三种状态下 42CrMo 钢的硬度相当。由于采用亚温淬火后采用高温回火,尽管组织状态不同,但三种钢的组织均由残留铁素体和回火索氏体构成,只是在数量和形态分布上有些差别,而洛氏硬度反映的是钢中组织的平均硬度值,因此,所测得硬度值相差不大。

表3为 42CrMo 钢在

不同的热处理工艺下的冲击韧性测试结果,从所得数据看,亚温淬火下的 42CrMo 钢的冲击功均高于常规调质处理下的冲击功,预处理为调质处理时,42CrMo 钢的冲击功最好,即冲击性能最好。亚温淬火后,钢的冲击韧性的提高可以归结为:晶粒细化提高了材料的强韧性;适量未溶铁素体相改善了有害杂质的分布,同时可以有效缓解裂纹尖端的应力集中,阻止裂纹的扩展,从而提高钢的韧性<sup>[10]</sup>。从图1~3所示的金相组织看,预备热处理为淬火处理或调质处理时,在高温回火下获得的铁素体晶粒比较细小,并且均匀分布于整个基体组织上,这些铁素体作为一种塑性相,能吸收较多的能量,从而进一步提高了材料的冲击性能<sup>[11]</sup>。

## 2.3 不同热处理工艺下 42CrMo 钢的冲击断口形貌分析

图4为预处理的退火处理时,42CrMo 钢经亚温处理后的冲击断口宏观及微观断口形貌,其中图6(a)为断口宏观形貌图,图4(b)、图4(c)、图4(d)分别为图4(a)中相应区域的放大图(图5、图6中所示区域和表示意义相同,不再赘述)。从图4(a)

表3 热处理工艺对 42CrMo 钢硬度和冲击功的影响  
Table 3 Effect of heat treatment process on hardness and impact energy of 42CrMo steel

热处理工艺	HRC 硬度值	冲击功/J
830 °C 退火	19.8	-
830 °C 退火 + 790 °C 亚温 淬火-560 °C 回火	38.0	108.56
850 °C 退火	53.4	-
850 °C 退火 + 790 °C 亚温 淬火-560 °C 回火	39.1	119.08
850 °C 淬火-560 °C 油冷调质	40.6	78.23
850 °C 油淬-560 °C 油冷调质 + 790 °C 亚温淬火-560 °C 回火	37.8	131.09

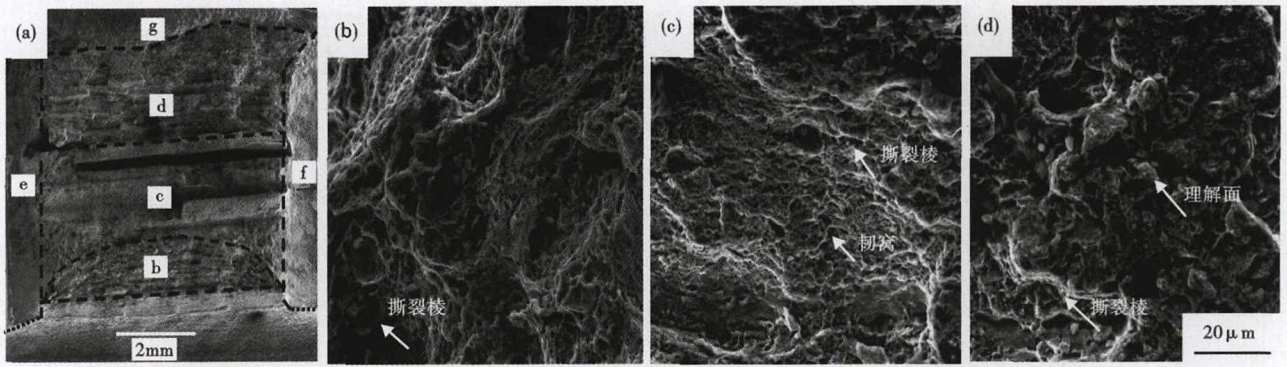


图 4 830 °C 退火预备热处理 + 790 °C 亚温淬火 - 560 °C 回火的 42CrMo 钢的冲击断口形貌, SEM

Fig. 4 Morphology of impact fracture for 42CrMo steel conditioning-annealed at 830 °C + quenched from 790 °C at dual phase range-tempered at 560 °C, SEM

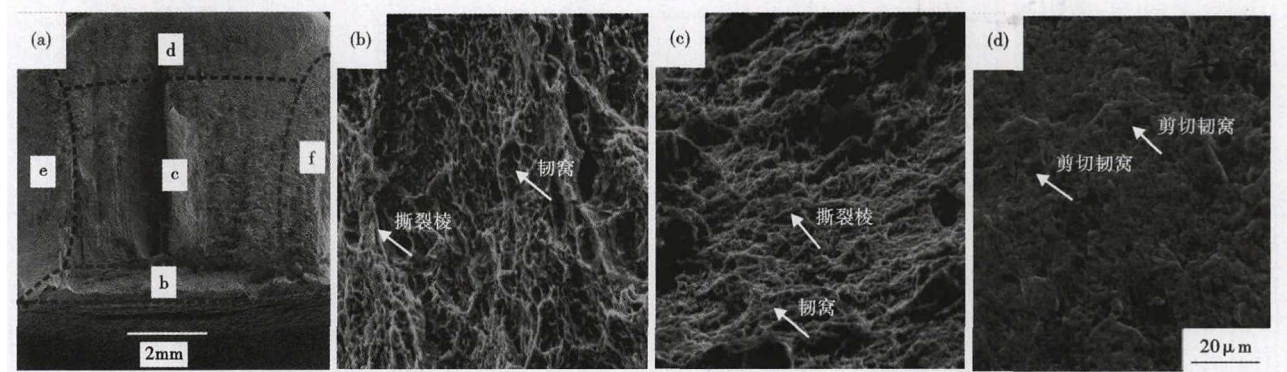


图 5 830 °C 淬火预备热处理 + 790 °C 亚温淬火 - 560 °C 回火的 42CrMo 钢的冲击断口宏观及微观形貌, SEM

Fig. 5 Morphology of macro and micro impact fracture for 42CrMo steel conditioning-quenched at 830 °C + quenched from 790 °C at dual phase range-tempered at 560 °C, SEM

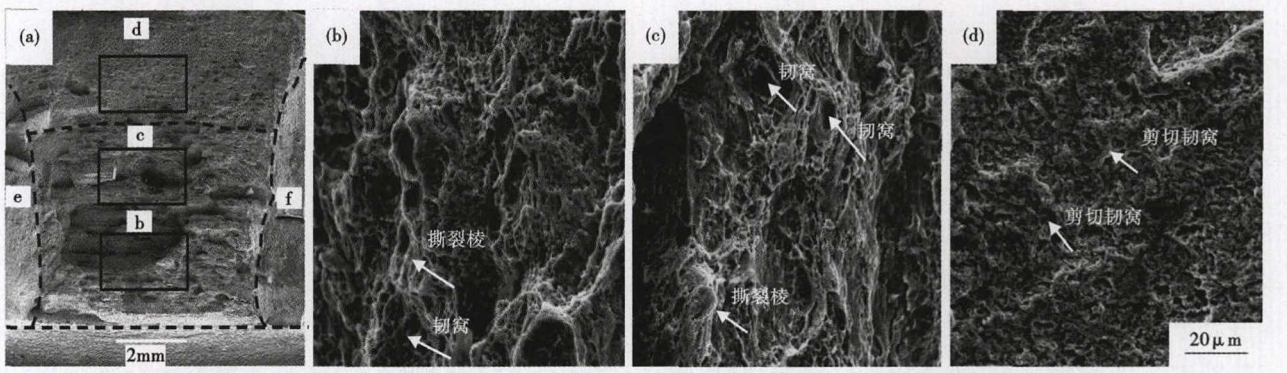


图 6 850 °C 油淬 - 560 °C 油冷调质预备热处理 + 790 °C 淬火 - 560 °C 回火 42CrMo 钢的冲击断口形貌, SEM

Fig. 6 Morphology of impact fracture for 42CrMo steel conditioning-oil quenched at 850 °C - tempered at 560 °C, oil cooling + quenched from 790 °C at dual phase range-tempered at 560 °C, SEM

中可以看出,断口宏观形貌存在 6 个不同的区域,分别为紧邻缺口根部的裂纹萌芽与生长的启裂区(图 4 中的 b 区);后部边缘为拉伸撕裂唇(图 4 中的 g 区);断口两边各有一个剪切唇(图 4 中的 e 区、f 区);断口中部和后部为裂纹扩展区(图 4 中的 c 区和 d 区)<sup>[12]</sup>。从微观形貌来看,预处理为退火处理时,起裂区微观形貌中存在较大的韧窝和分布在其

周围的撕裂棱,在裂纹扩展区则由小的解理面和撕裂棱构成。

图 5 所示为预处理为淬火处理时,42CrMo 钢经亚温处理后的冲击断口宏观及微观断口形貌,与图 4 不同的是,此时断口宏观形貌中没有拉伸撕裂唇,起裂区(图 5 中的 b 区)面积与图 4 相当,起裂区微观形貌中可以看到大量细小的韧窝和多条撕裂棱,

从裂纹扩展区的微观形貌看,可以看出图 5 中的 c 区微观形貌为高低起伏不平的山谷,实际上是由大量撕裂棱和细小韧窝组成的<sup>[13]</sup>。图 5 中的 d 区微观形貌中存在着大量的剪切韧窝。因此,从其微观形貌上,可以将裂纹扩展区由分为裂纹放射扩展区(图 5 中的 c 区)和裂纹纤维扩展区(图 5 中的 d 区)。

图 6 所示为预处理为调质处理时,42CrMo 钢经亚温处理后的冲击断面宏观及微观断面形貌。从图 6(a)所示的宏观断面形貌中可以看出,此时宏观断面可分为 4 个不同的区域,即起裂区(图 6 中的 b 区、c 区)和裂纹纤维扩展区(图 6 中的 d 区),不存在裂纹放射扩展区,从图 6 中的 b 区和 c 区的微观断面形貌中可以看出,其微观形貌中由韧窝和撕裂棱构成,裂纹纤维扩展区上分布着大量的剪切韧窝。

从上述三种不同的预备热处理 + 亚温处理得到的断面形貌看,采用不同的预备热处理时,所获得的断面宏观形貌中各区域的比例是各不相同的,其中预备热处理为退火处理时,裂纹放射扩展区在断面各区域总和中所占比例最大,当预备热处理为淬火处理时,裂纹放射扩展区面积减小,裂纹纤维扩展区面积增大,当预备热处理为调质处理时,起裂区在断面宏观形貌中所占比例最大,裂纹放射扩展区消失,裂纹纤维扩展区占一定比例,于在松等<sup>[14]</sup>示波冲击

实验研究裂纹生长和扩展机理时发现,冲击试样的破断过程可描述为裂纹的萌芽、生长和扩展直至断裂三个阶段。裂纹萌芽和生长过程对应宏观冲击断口的起裂区,裂纹扩展过程对应宏观冲击断口的扩展区,起裂区和裂纹纤维扩展区面积越大,材料的冲击性能越好。因此,当预备热处理为调质处理时,其断面宏观形貌中起裂区和裂纹纤维扩展区所占比例较退火处理和淬火处理时要大,所以其冲击性能大,这与图 4 所示的冲击性能测试结果是一致的。

### 3 结论

(1)预备热处理为退火处理时,亚温处理后残留的铁素体粗大不均,且在回火索氏体之间分布不均匀,预备热处理为淬火处理和调质处理时,残留的铁素体形态细小,且与回火索氏体均匀分布。

(2)采用不同预备热处理时,亚温处理后的硬度差别很小。亚温处理后 42CrMo 钢的冲击性能均高于常规调质处理后的冲击性能,预备热处理为调质处理时,亚温处理后的冲击功最大。

(3)从断面形貌中可以看出,预备热处理为调质处理时,起裂区和裂纹纤维扩展区所占比例较退火处理和淬火处理时要大。

国家自然科学基金项目资助(5156050036)

### 参考文献

- [1] 应俊龙,张瑜,赵兴德,等.亚温淬火对 45 钢组织和力学性能的影响[J].热加工工艺,2018,47(14):172-175.
- [2] 唐明华,汪新衡,赵建明.26CrMoNbTiB 钻杆用钢亚温淬火强化工艺[J].金属热处理,2018,43(5):184-188.
- [3] 刘志强,李晓红,马彪,等.热处理工艺对 30CrMnSi 钢冲击性能的影响[J].金属热处理,2015,40(4):74-76.
- [4] 陈俊丹,莫文林,王培,等.回火温度对 42CrMo 钢冲击韧性的影响[J].金属学报,2012,48(10):1186-1193.
- [5] 秦芳诚,齐会萍,李永堂,等.42CrMo 钢轴承环件铸锻成形及淬回火组织性能研究[J].机械工程学报,2017,53(2):26-33.
- [6] 郑攀秋,姚建柱.亚温淬火工艺对 42CrMo4 钢冲击韧度的影响[J].金属加工(热加工),2015,(5):84-85.
- [7] 顾晓辉,刘军,石继红.亚温淬火工艺对 45 钢组织和性能的影响[J].金属热处理,2011,36(11):69-72.
- [8] 唐振廷.GB/T 19748-2005《钢材夏比 V 型缺口摆锤冲击试验仪器化试验方法》实施指南[M].北京:中国标准出版社,2006.
- [9] 崔忠圻,覃耀春.金属学与热处理[M].北京:机械工业出版社,2007.
- [10] 赵乃勤.合金固态相变[M].长沙:中南大学出版社,2008.
- [11] Qiu H, Wang L N, Qi J G, et al. Enhancement of Fracture Toughness of High-Strength Cr-Ni Weld Metals by Strain-Induced Martensite Transformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 579:71-76.
- [12] 航空航天工业部航空装备失效分析中心.金属材料断面分析及图谱[M].北京:科学出版社,1991.
- [13] Valeriy Dudko, Alexandra Fedoseeva, Rustam Kaibyshev. Ductile-brittle Transition in a 9% Cr Heat-Resistant Steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 682:73-84.
- [14] 于在松,范长信,刘江南,等.示波冲击试验中裂纹生长与扩展机理研究[J].铸造技术,2008,29(5):617-621.

席志伟(1997-),男,九江学院机械与材料工程学院本科生,模具材料研究。E-mail:1528444122@qq.com

收稿日期:2019-02-28