

文章编号: 1671-6833(2021)03-0070-06

淬火和回火温度对 GX160CrMoV12 钢显微组织和力学性能的影响

秦世斌¹, 杨聪俐², 赵大力², 董祥雷¹, 赵红亮¹

(1. 郑州大学 材料科学与工程学院, 河南 郑州 450001; 2. 河南黎明重工科技股份有限公司, 河南 郑州 450001)

摘 要: 高碳高铬钢具有高硬度, 但钢中存在网状共晶碳化物, 使用时易断裂。为了改善 GX160CrMoV12 钢的组织 and 力学性能, 采用 OM、SEM 观察, 硬度测试, 冲击韧性测试和 XRD 测试等方法, 研究了淬火和回火温度对 GX160CrMoV12 钢组织与力学性能的影响。结果表明: GX160CrMoV12 钢淬火后的组织为马氏体+残余奥氏体+碳化物。随着淬火温度升高, 共晶碳化物逐渐溶解, 马氏体尺寸变大, 残余奥氏体含量升高, 硬度先升高再降低, 最优淬火温度为 1 040 ℃。GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢在回火后基体是回火马氏体, 随着回火温度升高, 硬度下降, 冲击韧性升高, 最优回火温度为 200 ℃。

关键词: GX160CrMoV12 钢; 淬火; 显微组织; 回火; 力学性能

中图分类号: TG161

文献标志码: A

doi: 10.13705/j.issn.1671-6833.2021.03.012

0 引言

GX160CrMoV12 钢是法标牌号, 属于高碳高铬钢的一种, 被广泛应用于模具和机械制造领域^[1]。GX160CrMoV12 钢合金元素多、碳含量高, 存在大量共晶碳化物, 具有高硬度、高耐磨性和良好的韧性^[2-3]。但是, 该钢中存在大量网状共晶碳化物, 且偏析严重, 使钢的强韧性降低, 使用时易断裂^[4-5]。

合金化及热处理是改善高碳高铬钢组织和性能的两个重要手段^[6]。通过单独添加 Ti、Ni、Y 等合金化元素可以提高钢的力学性能^[7-9]。在笔者的前期工作中通过复合添加 Ti、Ni、Y 3 种组元提升了 GX160CrMoV12 钢的力学性能, 并获得了 Ti、Ni、Y 3 种组元的最优成分。而在本研究中, 笔者在已开发的新型 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢的基础上, 进一步探究热处理工艺对其组织与性能的影响。共晶碳化物球化可以改善钢的力学性能^[10]。热处理(淬火处理和回火处理)可以使钢的力学性能提高^[11-12]。本文以添加 Ti、Ni、Y 的 GX160CrMoV12 钢作为研究对象, 研究淬火温度对组织中的共晶碳化物、残余奥氏体和马氏体的

影响以及组织改变对硬度的影响, 并探讨淬火温度对共晶碳化物溶解的影响; 在钢经过相同的淬火处理后, 研究回火温度对组织的影响以及组织改变对硬度和冲击韧度的影响。

1 实验材料及方法

GX160CrMoV12 钢的化学成分如表 1 所示(以下以 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢表示添加了 Ti、Ni、Y 元素的 GX160CrMoV12 钢)。以 GX160CrMoV12 废钢、纯度(质量分数)大于 99.1% 的海绵钛、纯度(质量分数)大于 99.9% 的纯镍块和纯钼块为原料, 在高频感应炉中熔铸成 $\phi 16\text{ mm} \times 150\text{ mm}$ 的 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢棒材。将试棒采用线切割机加工成 $\phi 16\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的若干小试样。然后在 KSL-I200X-M 箱式马弗炉中进行等温球化退火, 等温球化退火工艺: 以 250 ℃/h 升温至 870 ℃并保温 1~3 h, 60 ℃/h 降温至 740 ℃保温 4~6 h, 30 ℃/h 降温至 500 ℃, 出炉空冷。随后进行淬火处理, 淬火工艺为试样随炉以 250 ℃/h 升温至 960 ℃/1 040 ℃/1 120 ℃, 保温 40 min, 出炉油淬。随后进行回火处理, 回火工艺为 100 ℃/200 ℃/300 ℃保温 2 h(低温回火)。将淬火后和

收稿日期: 2020-06-10; 修订日期: 2020-08-15

基金项目: 河南省重大科技创新专项(201111210700); 郑州市重大科技创新专项(2019CXZX0053)

通信作者: 赵红亮(1972—), 男, 河南周口人, 郑州大学教授, 博士, 主要从事金属材料及加工技术研究, E-mail: zhlwkr@zzu.edu.cn。

表 1 高碳高铬钢中各化学成分的质量分数

高碳高铬钢	w(C)	w(Cr)	w(Mo)	w(V)	w(Ti)	w(Ni)	w(Y)	w(Si)	w(Mn)
GX160CrMoV12 钢(名义成分)	1. 60	12. 00	1. 00	0. 30	0. 00	0. 00	0. 00	0. 30	0. 30
GX160CrMoV12 钢(实际成分)	1. 57	12. 15	0. 97	0. 31	0. 00	0. 00	0. 00	0. 44	0. 29
GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢(名义成分)	1. 60	12. 00	1. 00	0. 30	0. 50	1. 50	0. 30	0. 30	0. 30
GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢(实际成分)	1. 63	11. 83	0. 91	0. 39	0. 38	1. 36	0. 25	0. 41	0. 37

回火后的试样机械抛光后,选用体积分数 4% 硝酸酒精溶液对试样进行浸蚀以便于观察显微组织,选用氯化铁盐酸溶液(5 g FeCl₃+20 mL HCl 溶液+100 mL 无水乙醇) 对试样进行浸蚀。利用 Leica DM 4000M 金相显微镜和 FEI Quanta 200 型扫描电镜(SEM) 观察显微组织。利用 XRD-6100 型 X 射线衍射仪进行 XRD 测试,扫描速度为 4 °/min。利用 HXD-1000 TMS/ LCD 硬度计进行硬度测试,载荷为 1 000 g,保载时间为 15 s。利用 JJG145 摆锤式冲击试验机进行冲击韧度试验,试样为 10 mm×10 mm×55 mm 的无缺口标准冲击试样。

2 结果与讨论

2.1 淬火温度对 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢显微组织的影响

图 1 为 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢铸态和不同淬火温度的 XRD 谱图。观察图 1(a) 可以发现,铸态 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢中存在 Mo₂C 和(Fe, Cr)₇C₃ 碳化物。观察图 1(b) 发现,随淬火温度的升高,Mo₂C 和(Fe, Cr)₇C₃ 碳化物的衍射峰逐渐减弱甚至消失,马氏体(α-Fe) 的衍射峰逐渐减弱,奥氏体(γ-Fe) 的衍射峰逐渐增强,这说明随着淬火温度的升高,残余奥氏体含量增加,碳化物含量减少。这是因为在淬火过程中,随着淬火温度的升高,碳

化物不断溶解在奥氏体中,增加了奥氏体中的碳及合金元素含量,提高了奥氏体的稳定性,使得其在随后的淬火冷却过程中,保留了更多的奥氏体,增加了组织中的残余奥氏体含量。

不同淬火温度的 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢显微组织如图 2 所示。960 °C 淬火后得到的组织为马氏体+残余奥氏体+碳化物(图 2(a)、图 2(d)),基体组织为隐针马氏体。由于奥氏体化温度较低,此时等温球化退火处理后生成的球粒状碳化物还没有完全溶解,奥氏体内碳浓度的不均匀是形成隐针马氏体的根本条件,而奥氏体晶粒细化可进一步减小奥氏体内相应碳浓度的微区尺寸,其实质是增大了不均匀奥氏体内的碳浓度梯度,从而促进隐针马氏体的形成^[13]。因此,960 °C 淬火后形成隐针马氏体。1 040 °C 淬火后得到的组织为细针马氏体+残余奥氏体+碳化物(图 2(b)、图 2(e))。这是因为,奥氏体化温度继续升高,1 040 °C 奥氏体化时钢中的碳化物溶解量增加,此时等温球化退火处理后生成的球粒状碳化物已经完全溶解,共晶碳化物也发生溶断、断网。碳化物溶解量增加,奥氏体中的碳含量升高,在随后淬火过程中过冷奥氏体发生马氏体转变形成的细针马氏体含碳量也升高。1 120 °C 淬火后得到的组织为细针马氏体+残余奥氏体+碳化物(图 2(c)、图 2(f))。淬火温度进一步升高,共晶碳化

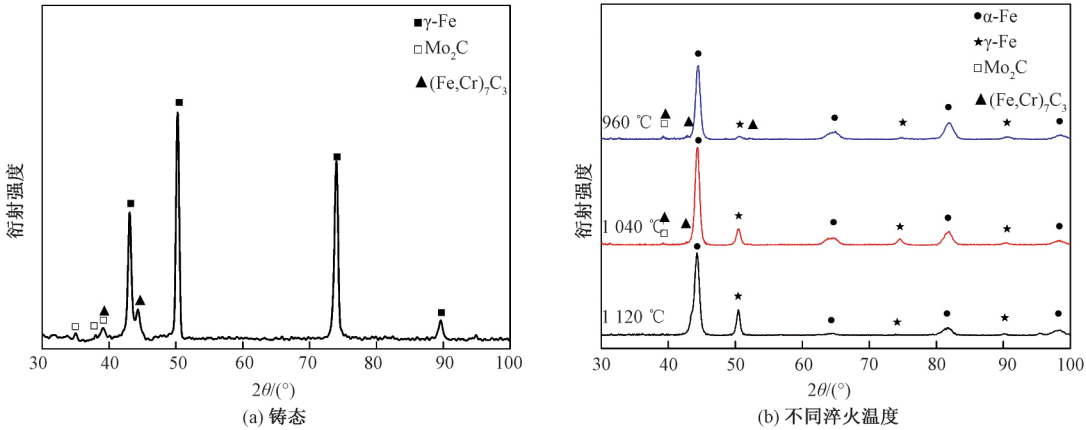


图 1 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢的 XRD 图
Figure 1 XRD pattern of GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel

物大量溶解且呈粒状分布,细针马氏体含碳量也升高。

图3是不同淬火温度下的显微组织,可以看出随着加热温度升高,共晶碳化物形貌发生了明显变化。淬火温度为960℃时,共晶碳化物溶解很少,发生部分细化,但仍然呈网状分布(图3(a));淬火温度为1040℃时,整体网状共晶碳化物上出现普遍熔断现象,共晶碳化物以粒状、条状为主(图3(b));淬火温度为1120℃时,共晶碳化物已经大量溶解,分布在原奥氏体晶间,以粒状为主(图3(c))。

利用Image-Pro plus 6.0软件测量了不同淬火温度下共晶碳化物的平均粒径、尺寸分布和体积百分数,如图4所示,其中把通过软件测量的碳化物面积百分数近似看成体积百分数。从图4可看出,在淬火温度为960℃时,平均粒径为10~20 μm的共晶碳化物占总量的15%左右;随着淬火温度的提高,较大粒径共晶碳化物逐渐溶解为小粒径的共晶碳化物,整体网状共晶碳化物上出

现普遍熔断现象,分布较为弥散,导致淬火温度为1040℃时,平均粒径为10~20 μm的共晶碳化物占比降低为总量的10%左右;而在淬火温度为1120℃时,共晶碳化物尺寸更加细小,几乎看不到10~20 μm粒径的碳化物颗粒。随着淬火温度的升高,共晶碳化物的体积分数下降,如图4(c)所示,淬火温度由960℃提高到1040℃,共晶碳化物体积百分数下降2.8个百分点;淬火温度由1040℃提高到1120℃,共晶碳化物体积百分数下降4.5个百分点。这说明随着淬火温度升高共晶碳化物溶解加速。

2.2 淬火温度对GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y钢硬度的影响

随着淬火温度升高,硬度先升高再下降,1040℃淬火时硬度达到61.6 HRC的峰值,如图4(d)所示。这是由于淬火温度的升高使得碳、铬等元素在奥氏体中溶入量增多,淬火后马氏体碳含量增加,导致其硬度增高。1040℃淬火时,共晶碳化

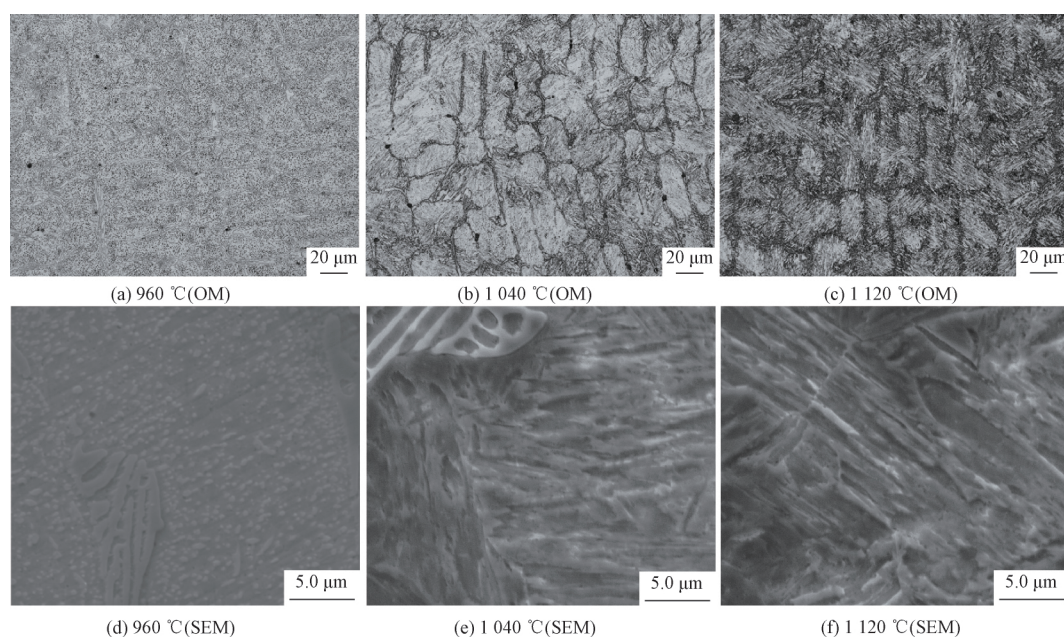


图2 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y钢在不同淬火温度下的显微组织

Figure 2 Microstructure of GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel at different quenching temperatures

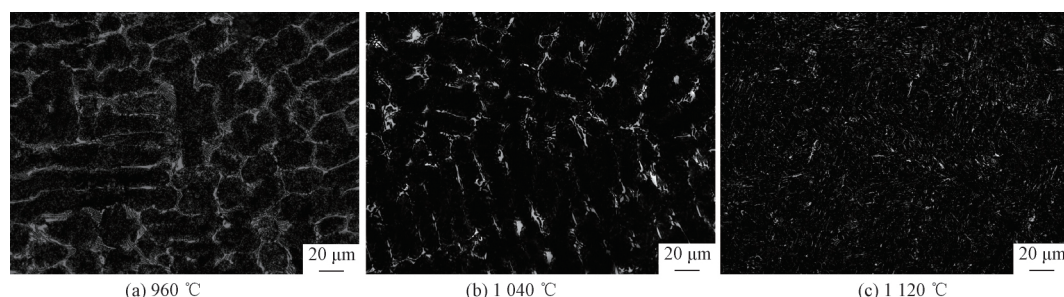


图3 经过深度腐蚀的GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y钢在不同淬火温度下的显微组织(OM)

Figure 3 Microstructure of GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel after deep corrosion at different quenching temperatures(OM)

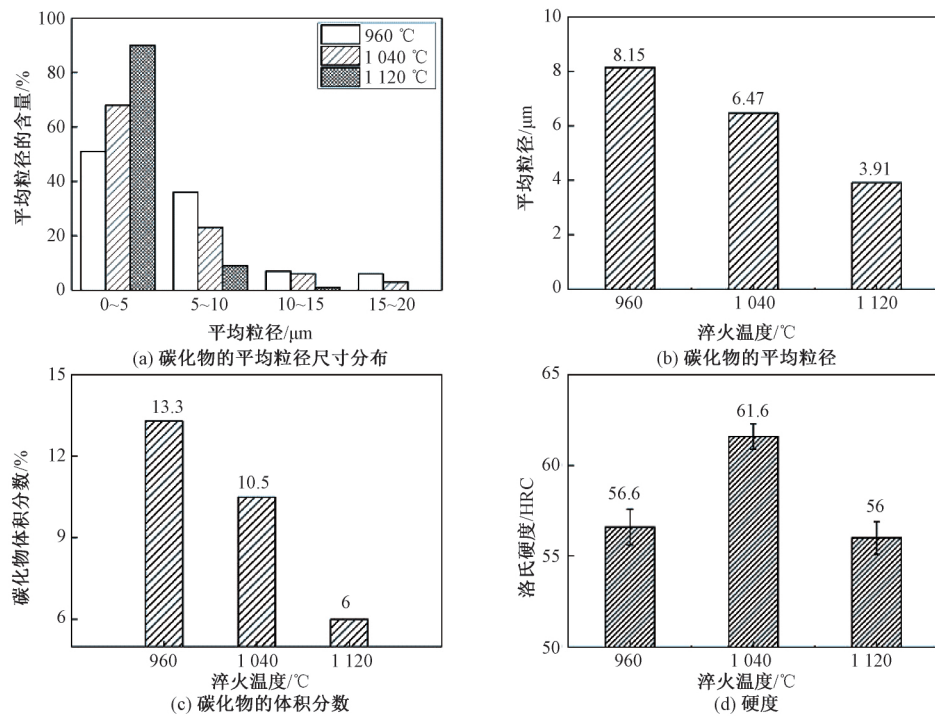


图4 不同淬火温度下的 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢

Figure 4 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel at different quenching temperatures

物普遍熔断且以粒状、条状为主,均匀分布的共晶碳化物以及较高含碳量的马氏体基体使硬度升高。淬火温度再升高,共晶碳化物含量下降,导致硬度降低,同时,合金元素溶入量增加,提高了奥氏体的稳定性,使得热处理后组织中残余奥氏体量增多,导致硬度下降。

2.3 回火温度对 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢组织的影响

如图5所示,经过100 °C、200 °C和300 °C回火后的组织为回火马氏体+共晶碳化物。在回火转变过程中发生马氏体分解,碳原子通过扩散偏聚于马氏体内的缺陷处,形成微小的碳富集区,淬火马氏体转变为回火马氏体。300 °C回火后发现少量颗粒状的碳化物。为了进一步分析,做EDS和SEM分析,图5(d)为300 °C回火的SEM图片,表2为A点和B点的EDS结果。从SEM图片可以看出,B点可能是析出的碳化物。从A点和B

点的EDS结果可以看出,B点的碳含量明显高于A点,其中B点的 $n(\text{Cr}+\text{Fe})/n(\text{C})$ 的比值接近7:3,这可能是一种 M_7C_3 碳化物($\text{M}=\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo}, \text{V}$),其中富含Cr和Fe元素并溶解了少量Mo和V元素。100 °C回火温度较低,碳难以扩散,同时大量Cr、Ni、Mo抑制碳的扩散,碳难以偏聚形成碳富集区,不会产生碳化物析出。200 °C回火碳化物析出不明显,300 °C回火可以明显发现碳化物的析出^[14],结合SEM和EDS结果可以证明,GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y钢在300 °C回火有碳化物析出。

2.4 回火温度对 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢硬度的影响

随着回火温度的升高,GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y钢的硬度逐渐降低,如图6所示。其原因与回火过程中马氏体的回火转变和残余奥氏体的分解有关。GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y钢淬火后形成的

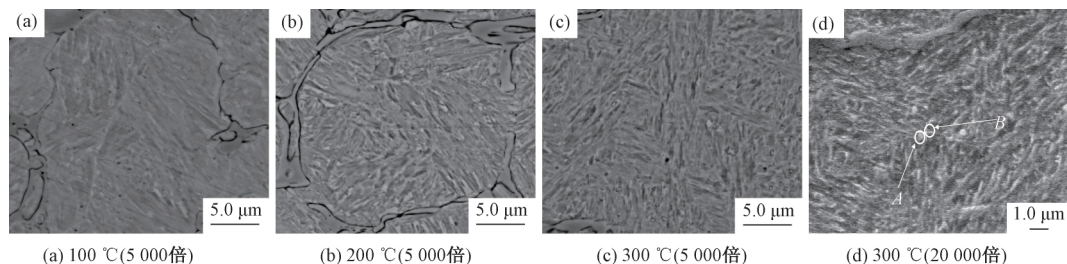


图5 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢在不同回火温度下的 SEM 图片

Figure 5 SEM pictures of GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel at different tempering temperatures

马氏体,属于高碳富铬的过饱和间隙固溶体,处于不稳定状态,回火时分解,转变为回火马氏体,使材料基体组织硬度降低。同时,马氏体在 300 ℃ 回火过程中分解,马氏体的含碳量下降,析出碳化物,碳化物有利于提高硬度,但没有完全弥补马氏体含碳量降低导致的硬度下降,因此,300 ℃ 回火相比 100 ℃ 和 200 ℃ 回火硬度有所下降。

表 2 扫描位置的各元素的原子数百分比

扫描位置	$x(\text{C})$	$x(\text{Cr})$	$x(\text{Mo})$	$x(\text{V})$	$x(\text{Fe})$	$x(\text{Ni})$
A	13.28	8.65	0.59	0.25	75.52	1.71
B	37.41	11.24	0.31	0.54	49.44	1.06

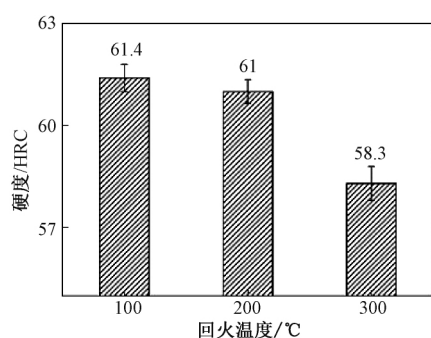


图 6 不同回火温度的 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢的硬度
Figure 6 Hardness of GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel with different tempering temperatures

2.5 回火温度对 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢冲击韧度的影响

随着回火温度的升高,冲击韧性升高,如图 7 所示。在较低温度回火时,马氏体分解,降低马氏体的含碳量,从马氏体中析出 M_7C_3 碳化物,增加钢的韧性,另外,钢在低温回火时残余应力的消除也有利于提高钢的韧性。因此,在 100 ℃ 回火后的冲击韧性较差,这是因为还没有完全消除残余

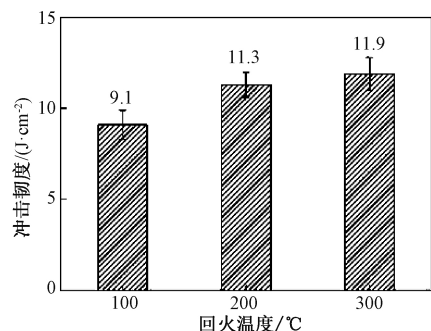


图 7 不同回火温度的 GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢的冲击韧度

Figure 7 Impact toughness of GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel with different tempering temperatures

应力,脆性较大;200 ℃ 回火时已经消除残余应力,冲击韧度达到 11.3 J/cm²;300 ℃ 回火后析出弥散碳化物,冲击韧度进一步提高。

GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢在使用时需要硬度和冲击韧度的配合。300 ℃ 回火时,钢的冲击韧度较高但硬度太低;100 ℃ 回火时,钢的冲击韧度太低;200 ℃ 回火时,钢的硬度和冲击韧度达到了良好的配合。因此,在 3 个回火温度中,最优的回火温度是 200 ℃。

3 结论

(1) GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢在 960 ℃ 淬火后的组织为隐针马氏体+残余奥氏体+碳化物,在 1 040 ℃ 和 1 120 ℃ 淬火后的组织为细针马氏体+残余奥氏体+碳化物;随着淬火温度升高,共晶碳化物逐渐溶解,马氏体尺寸变大,残余奥氏体含量升高。

(2) 随着淬火温度升高,GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢的硬度先上升后下降,1 040 ℃ 淬火时硬度达到 61.6 HRC 的峰值。最优淬火温度为 1 040 ℃。

(3) GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y 钢在回火后基体是回火马氏体;随着回火温度升高,硬度下降,冲击韧度升高。最优回火温度为 200 ℃。

参考文献:

- [1] WARLIMONT H. Metal forming data of ferrous alloys - deformation behaviour[M]. Berlin: Springer, 2009.
- [2] KARABELCHTCHIKOVA O, RIVERO I V. Variability of residual stresses and superposition effect in multipass grinding of high-carbon high-chromium steel[J]. Journal of materials engineering & performance, 2005, 14(1): 50-60.
- [3] MUHAMMAD W. Boriding of high carbon high chromium cold work tool steel[J]. IOP conference series: materials science and engineering, 2014, 60: 012062.
- [4] HAMIDZADEH M A, MERATIAN M, MOHAMMADI ZAHIRANI M. A study on the microstructure and mechanical properties of AISI D2 tool steel modified by niobium[J]. Materials science & engineering: A, 2012, 556: 758-766.
- [5] 马幼平,宋绍峰,李秀兰,等.多元合金化对共晶 31Cr 高铬铸铁碳化物的影响[J].钢铁研究学报, 2011, 23(8): 40-43, 48.
- [6] NAGARAJAN V. Application of niobium microalloying in heat treatment of engineering steels[J]. International heat treatment & surface engineering, 2014, 8

- (2): 80–85.
- [7] RAZAVINEJAD R , FIROOZI S , MIRBAGHERI S M H. Effect of titanium addition on as cast structure and macrosegregation of high-carbon high-chromium steel [J]. Steel research international , 2012 , 83(9) : 861–869.
- [8] 胡彬. 热处理工艺对含 Ni 变质超高碳钢组织和性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2013.
- [9] SHI X L , JIANG Y H , ZHOU R. Effects of rare earth , titanium , and magnesium additions on microstructures and properties of high-boron medium-carbon alloy [J]. Journal of iron and steel research , international , 2016 , 23(11) : 1226–1233.
- [10] JIANG Z Q , DU J M. Spheroidizing mechanism and practice of eutectic carbides in Fe-W-C alloy [J]. Transactions of nonferrous metals society of China , 2005 , 15(S3) : 208–211.
- [11] SHAERI M H , SAGHAFIAN H , SHABESTARI S G. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Cr-Mo steels (FMU-226) used in mills liner [J]. Materials & design , 2012 , 34: 192–200.
- [12] 左秀荣, 张新理, 郭海滨, 等. 回火工艺对 DIN1.2316 塑料模具钢性能的影响[J]. 郑州大学学报(工学版), 2015, 36(5): 6–10.
- [13] 陈治娟, 王学前, 刘惠南, 等. 隐晶马氏体形成规律的试验研究[J]. 吉林工业大学学报, 1982, 12(2): 45–52.
- [14] 高运芳, 曾宪均, 姚建辉. 回火对新型机械工具钢碳化物析出行为的影响研究[J]. 热加工工艺, 2016, 45(20): 192–195.

Effects of Quenching and Tempering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of GX160CrMoV12 Steel

QIN Shibin¹ , YANG Congli² , ZHAO Dali² , DONG Xianglei¹ , ZHAO Hongliang¹

(1.School of Materials Science and Engineering , Zhengzhou University , Zhengzhou 450001 , China; 2.China Liming Heavy Industry Science and Technology Co. , Ltd. , Zhengzhou 450001 , China)

Abstract: High carbon high chromium steel had high hardness , but there were network eutectic carbides in the steel , which made the steel easy to break when used. In order to improve the structure and mechanical properties of GX160CrMoV12 steel , OM , SEM observation , hardness test , impact toughness test and XRD test were used to study the effect of quenching and tempering temperature on the structure and mechanical properties of GX160CrMoV12 steel. The results showed that the structure of GX160CrMoV12 steel after quenching was martensite + residual austenite + carbide. As the quenching temperature increased , the eutectic carbide gradually dissolved , the size of martensite became larger , the content of residual austenite increased , and the hardness increased first and then decreased. The optimal quenching temperature was 1 040 ℃; the matrix of GX160CrMoV12-Ti-Ni-Y steel was tempered martensite after tempering. As the tempering temperature increased , the hardness decreased and the impact toughness increased. The optimal tempering temperature was 200 ℃.

Key words: GX160CrMoV12 steel; quenching; microstructure; tempering; mechanical properties