

· 形变与相变 ·



热处理工艺对 1Cr17Ni2 不锈钢叶片的力学性能 及显微组织影响

李亚非^{1,2}, 佟 飞¹, 魏 凯¹, 向顺成², 高 军³

(1 张家界航空工业职业技术学院, 张家界 427000; 2 长沙理工大学, 长沙 410100;

3 贵阳航空发动机设计研究所, 贵阳 550081)

摘 要: 选定淬火温度 1 060、1 020、980 °C, 回火温度 640、540 °C 进行 1Cr17Ni2 不锈钢的热处理工艺实验, 并测试试样的显微组织与力学性能。结果表明, 1 060、1 020 °C 淬火后均形成游离态 δ -Fe 铁素体, δ -Fe 相破坏马氏体板条簇的完整性, 导致冲击试样断口呈沿晶断裂特征, 表现为拉伸、冲击性能不达标。980 °C 淬火+640 °C 回火可获得性能达标、强韧性兼备的细小索氏体组织。540 °C 回火冲击试样断口呈准解理断裂特征, 体现出明显的第二类回火脆性, 因此, 应避免在 480~540 °C 回火。

关键词: 双相不锈钢; 热处理; δ -Fe 铁素体; 冲击韧性; 沿晶断裂

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2025-00001 **中图分类号:** TG294

The Effects of Heat-treatment Process on Mechanical Properties and Microstructure for 1Cr17Ni2 Stainless Blade

Li Yafei^{1,2}, Tong Fei¹, Wei Kai¹, Xiang Shuncheng², Gao Jun³

(1 Zhang Jiajie Institute college of Aeronautic industry, ZhangJiajie 427000, China; 2 Changsha University of Science and Technology, Changsha 410100, China; 3 Gui zhou Aero-Engine research Institute, Guiyang 550081, China)

Abstract: The quenching temperature 1 060 °C, 1 020 °C and 980 °C, and the tempering temperature 640 °C and 540 °C were selected for the heat treatment process of 1Cr17Ni2 stainless steel, and the microstructure and mechanical properties of the sample were tested. The results show that the free δ -Fe ferrite is formed after quenching at 1 060 °C and 1 020 °C, the δ -Fe phase destroys the integrity of the martensite-strip cluster, resulting in the fracture of the impact sample, which shows the failure of tensile and impact performance. 980 °C quenching + 640 °C tempering can obtain fine sausteritic microstructure with standard performance and both strength and toughness. The fracture of 540 °C tempering impact sample is quasi-cleavage fracture, which reflects the obvious embrittlement of the second type of tempering, so the tempering between 480 °C and 540 °C should be avoided.

Key Words: Dual-phase Stainless Steel; Heat-treatment, δ -ferrite; Impact Toughness; Intergranular Fracture

1Cr17Ni2 不锈钢为铁素体-马氏体型不锈钢, 具备马氏体不锈钢的高强、高硬, 又具有铁素体不锈钢耐蚀性好, 尤其在海洋环境下耐蚀性优异的优点^[1-2], 且力学性能可由(淬火+回火)热处理参数进行调整。因此, 船舶、钻井平台、水上飞机等众多海洋装备大量选用该不锈钢作螺栓、梁、支架等各类承载结构。

1Cr17Ni2 不锈钢的热处理-显微组织-力学性能的匹配关系及作用机理仍然备受科学界关注, 陈翌鹏研究(1 050 °C, 1 h, 油淬)+(280~360 °C)回火热处

理工艺对力学性能的影响^[3-4], 发现随回火温度升高, 拉伸强度略降、塑性略升, 但冲击韧性出现显著降低, 主要归因于 360 °C 下 $M_{23}C_6$ 型碳化物沿马氏体与 δ -Fe 铁素体的边界析出。杨玉川研究(1 000 °C, 1 h, 油淬)+(500 °C/570 °C)回火热处理工艺对力学性能的影响^[5], 发现 500 °C 回火试样呈现明显沿晶脆断特征, 验证了第二类回火脆性。彭谦之系统性研究了回火, 及多次回火工艺对硬度的影响^[6], 发现回火次数 2 次~3 次可促进残余奥氏体较为彻底转变, 从而提升强韧性。

基金项目: 湖南省教育厅科学研究课题(22C1380)、湖南教育研究工作者学会“十四五”规划课题(XJKX23B408)与中国继续教育与成人教育协会“十四五”规划课题(2023-579Y)

作者简介: 李亚非(1986—)男, 硕士, 高级工程师; **E-mail:** liyafei628@163.com; **收稿日期:** 2025-01-01

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

某航空发动机压气机转子叶片为 1Cr17Ni2 不锈钢锻造成型,设计要求拉伸强度 $\sigma_b \geq 885$ MPa,伸长率 $\delta_5 \geq 12\%$,硬度 35~40HRC,冲击韧性 $A_k \geq 45$ J。而实验试制过程某批次屡次出现硬度、冲击韧性、拉伸强度不合格现象。为有效分析该钢种化学成分、显微组织、力学性能之间的关系,特进行热处理工艺实验。

1 试验材料及方法

经过检查该批次原材料,为国内某公司生产的 2023-102341# 熔炼炉号的直径 30 mm 钢棒。钢锭采用真空感应+电弧重熔(VIM+VAR)的双联冶炼工艺,铸锭经过:120 t 转炉→LF 精炼→RH 脱气→连铸 240 mm×240 mm 方坯→步进式加热炉加热→高压水除鳞→650 机组轧制→冷床收集→精整,诸多工序后供货,考虑到 Cr、Ni、C、Si、Mn 含量对 γ 相区的影响,会间接影响淬火后 δ -Fe 铁素体含量。而有害元素含量 S、P、Sn、As 等,对第二类回火脆性影响极大,因此,首先测试上述元素含量,测试结果见表 1,符合 GJB 2294A—2014《航空用不锈钢及耐热钢棒规范》标准要求。

叶片锻件制造过程经过下料-顶杆+挤杆-预锻-模锻,历经 2~3 个火次成型,得到锻件毛坯,如图 1 所示,分别检查锻件毛坯的纵向、横向截面的低倍组织的夹杂、缩孔、疏松缺陷等级及锻造流线分布,均符合锻件标准要求。

表 1 标准规定的 1Cr17Ni2 不锈钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of stainless steel 1Cr17Ni2 as per standard							%
项目	C	Cr	Ni	Mn	S	P	
棒材试样	0.16	17.86	1.68	0.4	0.008	0.012	
GJB2294A—2014	0.11~0.17	16~18	1.5~2.5	≤0.8	≤0.030	≤0.035	

考察 HB/Z 80—2011 标准《航空不锈钢、耐热钢热处理规范》规定的 1Cr17Ni2 不锈钢热处理制度,列于表 2。

考虑到淬火温度对 δ -Fe 相含量、形态影响显著,进而影响材料力学性能,因此,设定淬火温度 1 040、1 000、960 °C,选定回火温度 640 °C。另外选定 540 °C 回火(标准规定此为回火脆性温度区间)进行对比,热处理实验方案见表 3。将试样在 RX-30-9 型箱式电阻炉中进行淬火加与回火的加热与保温,加工成金相试样、硬度试样、标准拉伸试样及 U 型冲击试样,如图 2 所示。分别在 WE-3D 型拉伸试验机

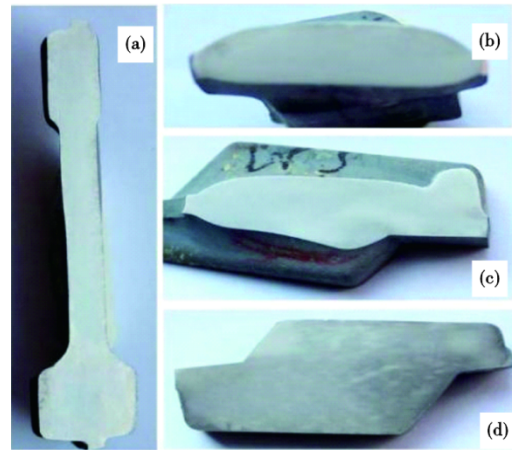


图 1 叶片 1Cr17Ni2 不锈钢制毛坯剖面:(a)纵向,(b~d)横向

Fig. 1 Section drawing of 1Cr17Ni2 stainless steel blade blank:(a) longitudinal section, (b~d) transverse section

表 2 HB/Z 80 标准规定的 1Cr17Ni2 不锈钢热处理工艺
Table 2 1Cr17Ni2 stainless steel heat-treatment process specified in HB/Z 80 standard

高温回火	淬火	回火
670~690 °C, 空冷	950~1040 °C, 油冷	600~680 °C, 油冷或水冷 (硬度 254~302HBW)
		480~540 °C, 油冷或水冷* (硬度 320~375HBW)

注*:为避免回火脆性,此温度带不宜采用

及 CIEM-30D 型冲击试验机上进行力学性能试验。记录拉伸、冲击实验测试数值,并在 JEM-2000FX II 型电子显微镜上进行冲击试样断口检查。在 Xiya HRC1205 型洛氏硬度计上进行硬度检测。采用 Leica DMI 5000M 型光学显微镜观察拉伸试样的显微组织,采用的腐蚀液配比:2 g 苦味酸+10 mL HCl+200 mL 酒精,浸蚀 4~8 s。

2 试验结果及讨论

1Cr17Ni2 不锈钢淬火+回火态热处理组织如图 3 所示。铁素体 δ -Fe 相,马氏体 α' ,以及少量残余奥氏体 A' 。其在淬火加热过程中形成(δ -Fe 铁素体+A 奥氏体)复合相,在淬火过程奥氏体转变为马氏体转变,在回火过程残余奥氏体转变为平衡组织^[7]。

1Cr17Ni2 不锈钢制件的热处理难题主要体现在以下几个方面^[1,7-8]:(1)相变机理复杂,淬火+回火后组织不稳定,可能出现残余奥氏体转变;(2)制件规格受限,一般最大厚度 ≤ 50 mm,容易形成淬不透热处理缺陷;(3)硬度、强度指标受化学成分影响明显,产品质量波动大;(4)存在第二类回火脆性温度

表 3 1Cr17Ni2 不锈钢热处理工艺实验方案
Table 3 Experimental scheme of heat-treatment for 1Cr17Ni2 stainless steel

试样编号	热处理制度			测试项目
	高温回火	淬火	回火	
1#		1 060 °C, 30 min, 油冷	640 °C, 60 min, 油冷	拉伸、冲击及断口、硬度、显微组织
2#	680 °C, 30 min, 空冷	1 020 °C, 30 min, 油冷	640 °C, 60 min, 油冷	
3#		980 °C, 30 min, 油冷	640 °C, 60 min, 油冷	
4#		980 °C, 30 min, 油冷	540 °C, 60 min, 油冷	

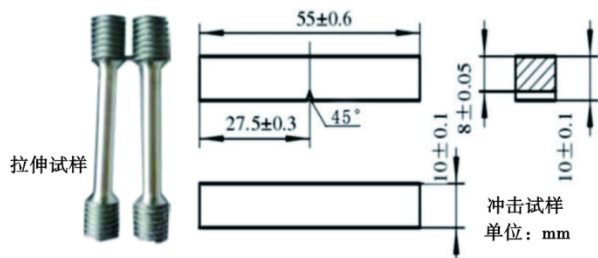


图 2 热处理 1Cr17Ni2 不锈钢拉伸、冲击试样

Fig. 2 Tensile and impact specimen of 1Cr17Ni2 stainless steel

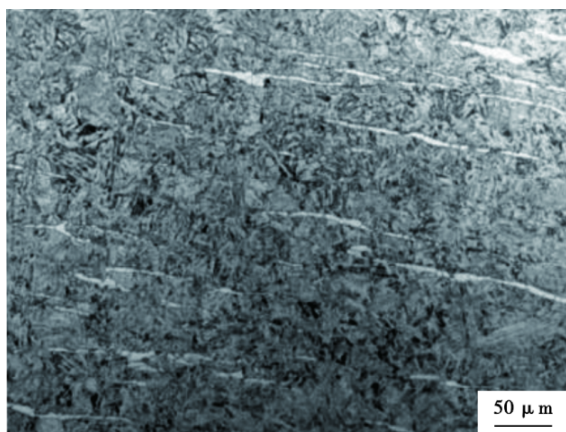


图 3 淬火+回火态不锈钢 1Cr17Ni2 典型显微组织

Fig. 3 Typical microstructure of 1Cr17Ni2 stainless steel at quenching + tempering condition

区间(480~540 °C),回火须避开此区间。

由于 δ -Fe 相的析出,破坏了马氏体板条连续性,造成板条之间的大量界面。在外界载荷作用

下,该界面萌生微孔并扩展形成裂纹。因此,有效控制 δ -Fe 铁素体含量、形态与分布,是影响不锈钢力学性能的重要因素^[9]。残余奥氏体 A' 含量不宜过高,否则影响强度、硬度。

棒材化学成分符合标准要求,但值得注意的是,Cr 元素含量偏上限而 Ni 含量偏下限。

热处理试样的力学性能测试结果见表 4,可见 1#、2# 试样的塑性、韧性指标均未满足设计要求,尤其 1# 试样,强度、硬度指标也低于设计规范。4# 试样强度、硬度指标接近标准要求,但是冲击韧性低于设计标准。

对于钢铁材料来说,上述现象是较为罕见的。一般而言,若淬火、回火温度选择不合适,易出现强度、硬度过高而塑性、韧性不足现象,或塑性、韧性有余而强度、硬度不足。

1Cr17Ni2 不锈钢为铁素体-马氏体不锈钢,其组织为铁素体 δ -Fe, 马氏体 α' , 以及少量残余奥氏体 A' 组成的,各组成相的含量、尺寸、分布形态对钢铁性能影响显著。这与拉伸、冲击过程的裂纹扩展过程(断裂失效模式)密切相关。因此,特检查试样冲击断口与显微组织,冲击断口形貌如图 4 所示。

1 060 °C 淬火+640 °C 回火的 1# 试样断口呈明显的结晶状形貌(冰糖状断口),可判定为沿晶断裂模式^[10]。1 020 °C 淬火+640 °C 回火的 2# 试样断口呈细小韧窝+大量解理台阶+放射棱线形貌,为类解理断裂模式。980 °C 淬火+640 °C 回火的 3# 试样断口表面出现大量韧窝+撕裂棱线,体现出塑性穿晶断裂特

表 4 热处理 1Cr17Ni2 不锈钢试样力学性能测试
Table 4 Results of 1Cr17Ni2 stainless steel heat-treatment specimen for mechanical properties

试样编号	室温拉伸			冲击功 A_k /J	硬度(HRC)
	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	伸长率 δ_5 /%		
1#	650	620	7.8	36	32
2#	860	845	10.5	48	33.5
3#	980	800	15	76	36.5
4#	880	860	7.5	42	37.5
设计规范	≥885	≥765	≥12	≥54	35~40

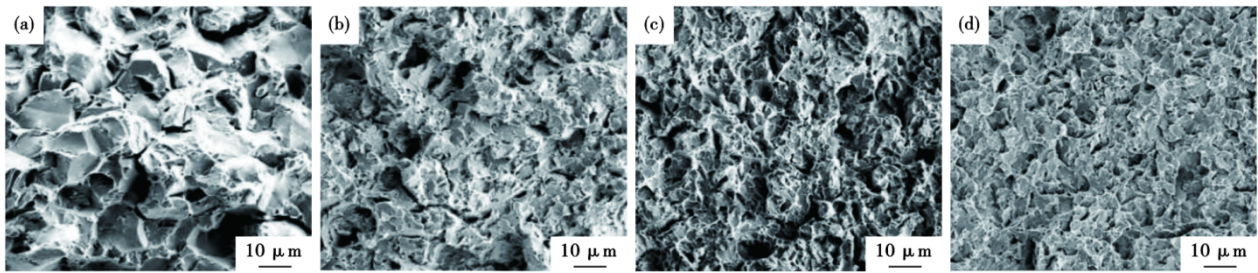


图4 热处理1Cr17Ni2不锈钢试样冲击断口形貌扫描电镜SEM图片:(a)1060℃淬火+640℃回火,(b)1020℃淬火+640℃回火,(c)980℃淬火+640℃回火,(d)980℃淬火+540℃回火)

Fig. 4 SEM picture of 1Cr17Ni2 stainless steel impact fracture for heat-treatment specimen : (a) 1060 °C quenching + 640 °C tempering, (b) 1020 °C quenching + 640 °C tempering, (c) 980 °C quenching+640 °C tempering, (d) 980 °C quenching+540 °C tempering

征。1020℃淬火+540℃回火的4#试样断口表面出现大量解理小刻面(石状断口形貌),可判定为脆性的准解理断裂模式。对上述试样进行显微组织(来自拉伸试样)检查,如图5所示。

从显微组织组片来看,1060、1020℃淬火后在晶界部位析出 δ -Fe铁素体(白亮部分),且1060℃试样的 δ -Fe铁素体含量更高。980℃淬火试样的 δ -Fe铁素体呈细小弥散分布,其体积含量<5%。由于 δ -Fe铁素体的沿晶界连续分布,破坏了晶界抵御裂纹扩展的性能,造成塑性、韧性的急剧下降^[11]。因此,略低于 A_{C_3} 温度的980℃(γ + α 两相区)亚温淬火成为有效避免 δ -Fe铁素体析出的有效工艺措施。980℃淬火+540℃回火的4#试样,几乎无 δ -Fe铁素体析出,但马氏体板条间依稀可见析出的黑色碳化物相,这恰好契合钢铁材料第二类回火脆性的“合金元素偏聚”理论^[12-13]。

针对热处理试样的力学性能测试结果,可结合断口检查与显微组织检测,进行如下阐述:由于在(δ + γ)两相区的高温淬火,形成 δ -Fe有害相,损伤了

钢的强韧性,且淬火温度越高损伤越明显。而控制在 γ 单相区淬火是热处理难点所在,因此,选定在略低于 A_{C_3} 温度的(α + γ)两相区亚温淬火成为可取的工艺措施。而回火过程需尽量避免480℃~540℃的回火脆性温度区间。

而针对该批次与其他批次原材料的成分差异对显微组织、力学性能的影响,需进一步探讨、分析。

根据经验公式(1)可知,该不锈钢易在锻造、热处理加工过程中析出 δ -Fe,其原因可简单归结为:Cr、Mo、W、Si均为缩小奥氏体相区(增强淬透性)的元素,而Ni、Mn、N为扩大奥氏体相区的元素,若奥氏体相区缩小,则高温 δ -Fe将提前在较低温度下析出,且碳含量较低时此趋势更明显^[14]。

根据 δ -Fe当量的计算公式:

$$E_{\delta F} = E_{Cr} + E_T \quad (1)$$

$$E_{Cr} = Cr + 4Mo + 1.5W + 6Si + 11V - 40Cr - 30N - 2Mn - 4Ni \quad (2)$$

$$E_T = [T(^{\circ}C) - A] / B \quad (3)$$

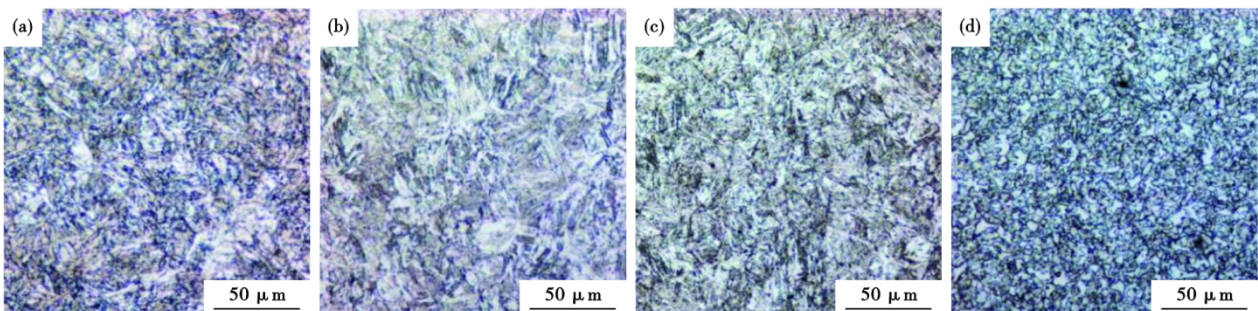


图5 热处理1Cr17Ni2不锈钢试样显微组织金相显微镜OM图片:(a)1060℃淬火+640℃回火,(b)1020℃淬火+640℃回火,(c)980℃淬火+640℃回火,(d)980℃淬火+540℃回火)

Fig. 5 OM picture of 1Cr17Ni2 stainless steel microstructure for heat-treatment specimen : (a) 1060 °C quenching + 640 °C tempering, (b) 1020 °C quenching + 640 °C tempering, (c) 980 °C quenching+640 °C tempering, (d) 980 °C quenching+540 °C tempering)

式中, E_{Cr} 为铬当量; T 为锻造温度, $^{\circ}\text{C}$; A 、 B 为常数。

Cr、Si 含量较低而 Ni 含量较高时, 由于铁碳相图中 δ 区缩小而 γ 区扩大, 因此, 相同淬火温度下获得 δ -Fe 含量减少, 这也解释了 HB/Z 80—2011 标准中 2Cr17Ni3 淬火温度 (1 000~1 020 $^{\circ}\text{C}$) 高于 1Cr17Ni2 淬火温度 (950~1 040 $^{\circ}\text{C}$)。

实验证实, δ -Fe 析出超过 10% 后, 将导致抗拉强度、塑性、冲击韧性的大幅降低^[3], 因此, 一般在棒材标准中要求 δ -Fe 含量 $\leq 5\%$ ^[15]。

研究人员测试典型成分的 1Cr17Ni2 不锈钢的温度-平衡相含量组成关系, 一般淬火温度不宜超过 1 050 $^{\circ}\text{C}$, 一方面是避免大量 δ -Fe 析出, 另一方面由于 1Cr17Ni2 不锈钢中 Cr 含量高, 其平衡转变 C 曲线右移, 从而导致淬火后存在部分残余奥氏体相, 因此, 需控制淬火温度以避免形成大量残余奥氏体, 一般设定为 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 以下 (如 960~980 $^{\circ}\text{C}$)。

实验证实, 淬火温度超过 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 后, δ -Fe 析出相含量增多, 且尺寸粗化, 至 1 060 $^{\circ}\text{C}$ 淬火时含量升高至 10% (vol%), 随保温时间延长, δ -Fe 相逐步减少。

因此, 淬火温度选定为 (980~1 000 $^{\circ}\text{C}$) 为宜, 且保温时间适当延长, 促进 Cr、Si、C 等缩小 γ 相区的合金元素扩散, 使得合金成分均匀化, 避免局部偏析 δ -Fe 相。

对于回火过程而言, 475~540 $^{\circ}\text{C}$ 为 1Cr17Ni2 不锈钢的回火脆性温度区间, 在回火过程中应尽量避免此温度区间。该钢在 540 $^{\circ}\text{C}$ 回火时存在明显的脆性, 经证实与铬的碳化物在该温度下沿晶界偏聚有关^[15], 可预见, 此脆性将降低组织中晶界部位的耐蚀性。因此, 一般回火温度均高于 575 $^{\circ}\text{C}$ 。对于小尺寸零件, 可采用 530 $^{\circ}\text{C}$ 回火, 保证强度与硬度。这也解释了 HB/Z 80—2011 标准要求的回火温度尽量避免 (480~540 $^{\circ}\text{C}$) 及 (550~560 $^{\circ}\text{C}$) 两个区间的原因所在。

经过实验验证, 回火热处理影响合金硬度的主次排序为: 回火次数, 回火温度, 回火时间, 冷却方

式依次降低^[16]。

马氏体板条束的粗细程度 (束宽), 对回火组织有一定影响, 随着淬火温度升高, 马氏体板条粗化, 回火后冲击韧性明显降低。

根据格里菲斯断裂理论, 裂纹易在 δ -Fe 相与马氏体板条之间的界面萌生, 并在扩展过程穿过 δ -Fe 相而形成裂纹^[17]。而残余奥氏体质软, 有效缓解裂纹尖端的应力集中程度, 裂纹扩展阶段, 裂纹在越过晶界以及各种相界时会消耗大量能量; 作为塑韧相的残留奥氏体分布在晶界以及板条间会阻碍裂纹扩展进而消耗一定的能量。这是含残余奥氏体组织的冲击韧性数值较高的原因。

对于本批次钢棒, 由于 Cr 含量偏上限而 Ni 含量偏下限, 即 δ -Fe 相易于在较低温度析出 (1 020 $^{\circ}\text{C}$ 淬火试样中仍存在), 因此, 调整淬火温度至 980 $^{\circ}\text{C}$, 可控制显微组织中的 δ -Fe 相含量, 淬火保温时间延长, 且避开 480~540 $^{\circ}\text{C}$ 回火。

3 结论

1) 铁素体-马氏体双相不锈钢 1Cr17Ni2 的硬度、拉伸强度、塑性、冲击韧性均强烈依赖于显微组织, 热处理过程应实现以下目标: 减少组织中 δ -Fe 相含量, 细化马氏体板条, 促进残余奥氏体转变;

2) 显微组织中 δ -Fe 相含量、形态、分布影响马氏体板条簇的强度与韧性, 在略低于 AC_3 温度的 ($\alpha+\gamma$) 两相区亚温淬火, 保温时间略长于标准时间, 有利于保持组织强韧性;

3) 第二类回火脆性温度区间为 (480~540 $^{\circ}\text{C}$), 须尽量避免在此区间回火, 否则易出现冲击韧性不达标现象, 硬度要求 35~40HRC 进行适当更改;

4) Ni 元素为扩大 γ 相区元素, Cr 与 C 为缩小 γ 相区元素, 对于上述元素处于成分上限、下限时, 淬火温度需进行相应调整, 避免出现强度、塑性指标不合格情况;

5) 对于本批次棒材, 建议叶片锻件热处理参数: 960 $^{\circ}\text{C}$, 1~2 h, 油冷或水冷+640 $^{\circ}\text{C}$, 2 h, 油冷或水冷。

参考文献

- [1] 陆世英, 张廷凯, 康喜范. 不锈钢[M]. 北京: 原子能出版社, 1995.
- [2] 孙智, 倪宏昕, 彭竹琴. 现代钢铁材料及其工程应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2006.
- [3] 陈翌鹏. 1Cr17Ni2 钢的显微组织与力学性能研究[D]. 沈阳: 沈阳理工大学, 2020.
- [4] 陈翌鹏, 张玉妥. 低温回火对 1Cr17Ni2 钢显微组织及力学性能的影响[J]. 沈阳理工大学学报, 2019, 38(5): 36-40.
- [5] 杨玉川, 李巍, 熊勇. 1Cr17Ni2 钢制操纵盒小轴断裂原因分析[J]. 金属热处理, 20, 47(3): 261~265.
- [6] 彭谦之, 左华付, 李建军, 等. 回火工艺对 1Cr17Ni2 不锈钢锻后回火硬度的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(1): 112-116.
- [7] 马涛涛. 1Cr17Ni2 钢的热处理工艺研究[J]. 特钢技术, 2011,

- (3): 33-34.
- [8] Berry G, Brook R. Tempered-martensite embrittlement in a 12%Cr steel[J]. *Metal Science*, 1975, 9(1): 467-471.
- [9] Wen D C. Effect of prior hot rolling on the microstructures and mechanical properties of duplex stainless steel containing tempered martensite and ferrite [J]. *Metals and Materials International*, 2009, 15(3): 365-372.
- [10] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006.
- [11] 李 宁, 刘春明. 奥氏体化温度对阀门用 1Cr17Ni2 钢韧性的影响[J]. *阀门*, 2018(3): 19-20.
- [12] 夏淑敏, 刘超英, 张贞明. 淬火与回火间的时效对 1Cr17Ni2 钢组织及屈服强度的影响[J]. *金属热处理*, 2002, 27(7): 24-28.
- [13] Zhang Shenghua, Wang Pei, Li Dianzhong, et al. Investigation of the evolution of retained austenite in Fe-13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel during intercritical tempering [J]. *Materials and Design*, 2015, 85: 385-394.
- [14] 干 勇, 田志凌, 董 瀚, 等. 中国材料工程大典: 钢铁材料工程(下)[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- [15] Rajasekhar A, Madhusudhan Reddy G, Mohandas T, et al. Influence of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 431 martensitic stainless steel electron beam welds[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(5): 1612-1624.
- [16] 王冬颖, 关 锰, 陈 炜, 等. 基于 V 型缺口试样冲击性能确定 1Cr17Ni2 不锈钢的热处理工艺[J]. *机械工程材料*, 2016, 40(8): 34-38.
- [17] 张晓敏. 断裂力学[M]. 北京: 清华大学出版社, 2012.