



淬火回火工艺对Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢组织及性能的影响

郭彪彪¹, 王睿^{1,2,3}, 张宇¹, 闫志杰^{1,2,3}, 王志刚¹, 史智越^{2,3}, 康燕^{2,3}, 于志强^{2,3}, 李丰浩^{2,3}

(1 山西同航特钢有限公司, 吕梁 030500; 2 中北大学材料科学与工程学院, 太原 030051;

3 中北大学特殊环境先进金属材料山西省重点实验室, 太原 030051)

摘要: 马氏体不锈钢因具有高强度、高硬度而广泛应用于各个领域, 然而, 由于高碳、高合金含量导致其凝固过程易析出网状碳化物, 严重影响材料的性能。针对热轧态的Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢, 采用差示扫描量热仪(DSC)确定其相变温度后, 考察了奥氏体化温度对试验钢组织及性能的作用规律, 明确了适宜的淬火温度; 在此基础上, 深入研究了100~700℃回火温度对其组织及性能的影响。研究表明, Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢奥氏体化开始转变温度为834.3℃, 结束转变温度为879.6℃。升温奥氏体化进程中, V元素介入导致碳化物发生溶解粗化抑制与尺寸细化, 伴随残余奥氏体体积分数上升, 致使材料硬度下降。在回火过程中, 温度升高驱动马氏体分解析出, 过饱和碳自固溶体脱溶并形成弥散碳化物。经200℃回火后, Fe-13Cr-0.7C-0.3V钢可获得1930 MPa的抗拉强度和3.8%的断后伸长率。

关键词: 马氏体不锈钢; 热处理; 碳化物; 力学性能; 微观组织

DOI:10.20057/j.1003-8620.N260023 **中图分类号:** TG142.71

Effect of Quenching and Tempering Processes on the Microstructure and Mechanical Properties of Fe-13Cr-0.7C-0.3V Martensitic Stainless Steel

Guo Biaobiao¹, Wang Rui^{1,2,3}, Zhang Yu¹, Yan Zhijie^{1,2,3}, Wang Zhigang¹, Shi Zhiyue^{2,3}, Kang Yan^{2,3}, Yu Zhiqiang^{2,3}, Li Fenghao^{2,3}

(1 Shanxi Tonghang Special Steel Limited Company, Lvliang 030500, China; 2 School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China; 3 Shanxi Key Laboratory of Advanced Metal Materials for Special Environments, North University of China, Taiyuan 030051, China)

Abstract: Fe-13Cr-0.7C-0.3V martensitic stainless steel is widely used in various fields due to its high strength and hardness. However, its high carbon and high alloy content lead to the precipitation of networked carbides during solidification, which severely deteriorates the mechanical properties of the steel. In this paper, (Differential Scanning Calorimetry) DSC was used to determine the phase transformation temperatures of the hot-rolled Fe-13Cr-0.7C-0.3V martensitic stainless steel. The effect of austenitizing temperature on the microstructure and properties of the test steel was investigated, and the appropriate quenching temperature was determined; on this basis, the influence of tempering temperature in the range of 100~700℃ on its microstructure and properties was studied in depth. Experimental evidence validates that the austenite start and finish for the transformation of ferrite to austenite of Fe-13Cr-0.7C-0.3V steel are 834.3℃ and 879.6℃, respectively. In the course of austenitizing temperature elevation, the introduction of V inhibits the dissolution and coarsening of carbides and refines their particle size; meanwhile, the volume fraction of retained austenite increases, resulting in reduced hardness of the material. During tempering, the increase in temperature promotes the decomposition of martensite, and supersaturated carbon precipitates from the solid solution to form dispersed carbides. A tensile strength of 1930 MPa and fracture elongation of 3.8% are achieved through tempering at 200℃.

Key Words: Martensitic Stainless Steel; Heat Treatment; Carbides; Mechanical Properties; Microstructure

基金项目: 山西省吕梁市校地合作重点研发专项项目(2024XDHZ01); 国家自然科学基金(52474367)

作者简介: 郭彪彪(1998—), 男, 工程师; **E-mail:** 879776609@qq.com; **收稿日期:** 2026-02-05

通信作者: 王睿(1988—), 男, 博士, 副教授; **E-mail:** wangrui@nuc.edu.cn

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

高碳马氏体不锈钢兼具高强度、高硬度、优异耐磨性及良好耐热性等核心性能优势,在航空工业、重型运输、核电及刀具等领域需求较大^[1-4],但是高碳高合金含量导致钢凝固过程中析出网状或者大块状的一次碳化物,严重影响材料的性能。材料发生塑性变形时,粗大的一次碳化物易成为应力集中源并诱发裂纹,最终造成马氏体不锈钢核心性能指标的明显劣化^[5-7]。此外,粗大富铬碳化物的析出会损害材料的耐腐蚀能力^[8-11]。因此,通过调控高碳马氏体不锈钢中碳化物的分布状态,使其达到均匀分散效果,可有效稳定材料中的奥氏体相,进而显著提升材料的强度水平,同时保障其塑性与冲击韧性维持在合理范围^[12-14]。

热处理是调控碳化物形态与分布的有效手段之一。在热处理加热过程中,碳化物会发生部分溶解;在不同工艺参数条件下,碳化物将以不同的形貌、类型及尺寸重新析出,其析出特征(形貌、类型及尺寸)直接影响材料的综合力学性能。于文涛等^[15]的研究表明,8Cr13MoV高碳不锈钢经球化退火处理后,其内部的 M_3C 型碳化物会发生转变,最终生成 $M_{23}C_6$ 型碳化物。LU等^[16]针对含13%w[Cr]的马氏体不锈钢开展了回火温度影响研究,结果显示,不同回火温度下钢中碳化物的形貌与尺寸均出现显著差异:当回火温度设定为300℃时,马氏体板条组织内部可观察到针状碳化物的析出,其尺寸范围为30~40 nm;当回火温度升至500℃时,钢基体中会大量析出短棒状与颗粒状的 $M_{23}C_6$ 型碳化物;而在650℃回火条件下,钢中碳化物主要以微米级球状 $M_{23}C_6$ 型为主。赵金柱等^[17]在高锰钢研究中,采用水韧处理与热处理相结合的工艺,成功获得了弥散分布的颗粒状及短条状碳化物。除此之外,钢中合金元素同样会对碳化物的形貌与尺寸产生调控作用。例如,将Ti元素加入钢液中可形成TiC粒子,该粒子能够作为一次碳化物的形核核心,促进碳化物形核过程的进行,进而实现一次碳化物尺寸的细化^[18];稀土元素Ce可有效对钢中Mg-Al-O类夹杂物进行改质,使其转变为Ce-O或Ce-O-S类夹杂物,此类改质后的夹杂物无法作为一次碳化物的形核核心,从而有效减少一次碳化物的生成量,经后续热处理后,一次碳化物尺寸可降至10 μm^[19];采用RE-Mg复合变质处理工艺,能够细化高速钢晶粒,显著减小碳化物尺寸,同时使共晶组织中的网状碳化物变得短而细密^[20]。

本研究在7Cr14马氏体不锈钢基础上提高V元素含量,利用V元素与C的强结合性形成热稳定的VC相,一方面显著提高奥氏体转变温度、抑制奥氏体晶粒长大,另一方面,以VC作为碳化物非均匀形核的核心位点,可实现一次碳化物的晶粒细化,并诱导二次碳化物呈弥散状态析出,相较于传统7Cr14、8Cr13MoV钢,其强塑匹配性更优异,在高端刀具刃部、冶金高温轴承、核电紧固件等对强度、硬度及耐磨性有严苛要求的部件中具有潜在应用优势;铸锭经热轧工艺处理后,进一步实施相应的热处理操作。通过对热处理工艺参数的深入分析,本研究系统阐释了该马氏体不锈钢在热处理过程中的组织转化规律与性能优化机制,研究结果对7Cr14等高碳马氏体不锈钢的工业化应用具有参考价值。

1 试验材料及方法

实验用的钢材在50 kg的真空感应炉中冶炼,其化学成分详见表1。在均匀化处理之后(1 200℃、2 h)对铸锭进行热轧,以1 150℃的起始温度和1 000℃的终轧温度进行,经三道次轧制,铸坯厚度由30 mm轧为3 mm的热轧板。

表1 Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢化学成分(质量分数)

C	Cr	Mo	Mn	Si	V	Ni	P	S	Fe
0.70	14.4	0.41	0.50	0.40	0.33	0.58	0.021	0.010	Bal.

相变温度的确定:将热轧板加工成 $\phi 5$ mm×1 mm(~70 mg)的圆柱形试样,装入氧化铝坩埚,在同步热分析仪中(DSC, Netsch STA 499 F3)进行差热扫描分析,测试过程中采用氩气保护。

热处理工艺制定:本实验针对Fe-13Cr-0.7C-0.3V高碳马氏体不锈钢,采用球化退火、淬火及回火的多步骤热处理组合,加热温度的具体参数依据差示扫描量热仪(DSC)测试结论标定,实验升温速率设定为10℃/min。

材料组织表征:将经过退火、淬火、回火各阶段处理后的试样,先进行打磨抛光处理,之后以体积分数5%的硝酸酒精溶液为腐蚀剂,对试样实施侵蚀操作,借助电子扫描显微镜(SEM),实施试样组织特征的全面表征检测;以X射线衍射仪(XRD)为测试手段,完成试样物相构成的系统测定,并定量测算不同淬火温度条件下,试样内部残余奥氏体的体

积占比。

力学性能测试:本研究中采用洛氏硬度计、岛津万能试验机(AG-X)对淬火和回火后的试样进行了硬度及拉伸性能的测试,应变速率为 $1.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。硬度结果由10个随机点的测量结果平均得到,而拉伸试验每组通过3个拉伸试验的结果取平均值。

2 结果与分析

2.1 试验钢的相变温度

图1为Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢的DSC曲线。由图1可知,DSC曲线呈现四组特征热峰,其中放热峰1、2源于钢中碳化物的析出及相变过程。在之前的研究中已经证明其分别为 M_2C 、 M_3C ($\sim 300^\circ\text{C}$)和 M_{23}C_6 型碳化物($\sim 630^\circ\text{C}$)的析出过程^[1]。吸热峰3对应马氏体不锈钢从铁磁性向顺磁性转变的特征温度,该温度即为材料的居里点。吸热峰4对应马氏体不锈钢中 α 相向 γ 相转变的过程,确定开始转变温度($A_{\text{C}1}$)为 834°C ,转变结束温度($A_{\text{C}3}$)为 879.6°C 。V元素的添加可显著提高材料的 $A_{\text{C}1}$ 转变温度,其原因在于:在 $A_{\text{C}1}$ 转变临界温度附近,析出相VC具有优异的热稳定性,可有效降低钢中自由碳含量,进而抑制奥氏体的形核与长大过程。相比之下,普通碳钢中碳元素来源于不稳定的渗碳体(Fe_3C),该相易发生溶解,导致钢中自由碳含量处于较高水平。

2.2 奥氏体化温度对Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢组织和性能的影响

Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢凝固过程中在晶界易析出网状的碳化物,因此,在淬火前对试样

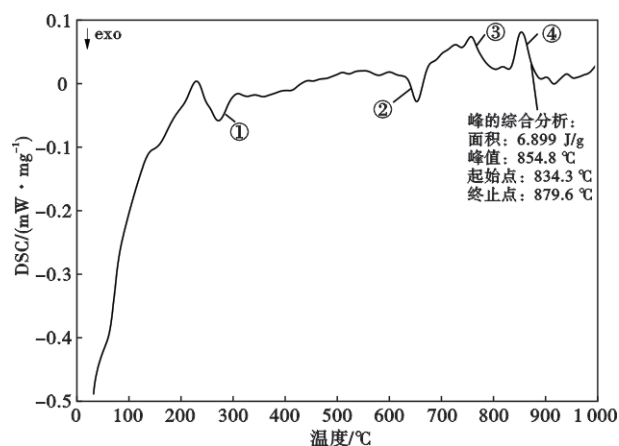


图1 Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢的DSC曲线

Fig. 1 DSC curve of the Fe-13Cr-0.7C-0.3V

进行了球化退火处理。基于DSC分析结果,确定最终球化退火工艺参数如下:先在 860°C 条件下保温90 min,随后升温至 750°C 并保温90 min,保温结束后随炉冷却至 500°C ,再采用空冷方式完成冷却过程。实验钢经该退火工艺处理后的微观组织如图2(a)所示,结合Factsage热力学计算结果可知,退火后的马氏体不锈钢主要由颗粒状碳化物与铁素体相构成。

球化退火后,马氏体不锈钢中存在大量的颗粒状碳化物,结合DSC实验结果,本研究中奥氏体化温度为 950°C 、 1000°C 、 1050°C 、 1100°C 、 1150°C ,各温度节点均保温时间均为25 min,后续采用油淬方式冷却到室温。图3及图4(a)分别为该马氏体不锈钢经不同奥氏体化温度淬火后的SEM显微形貌与XRD物相衍射图谱。Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢的淬火组织由马氏体、残余奥氏体及碳化物三

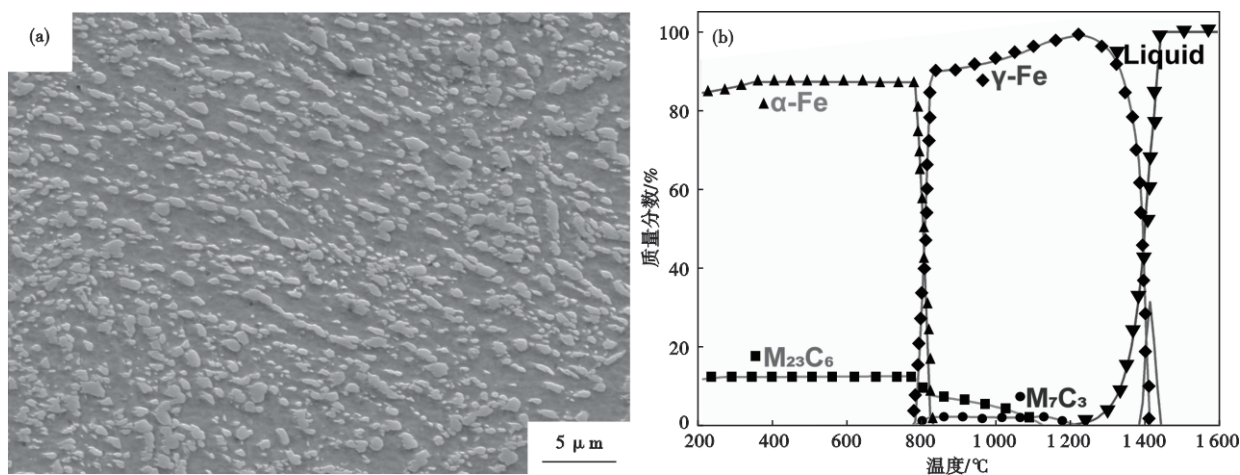


图2 Fe-13Cr-0.7C-0.3V 球化退火后SEM图(a)及平衡相图(b)

Fig. 2 SEM image (a) and equilibrium phase diagram (b) of Fe-13Cr-0.7C-0.3V after spheroidal annealing

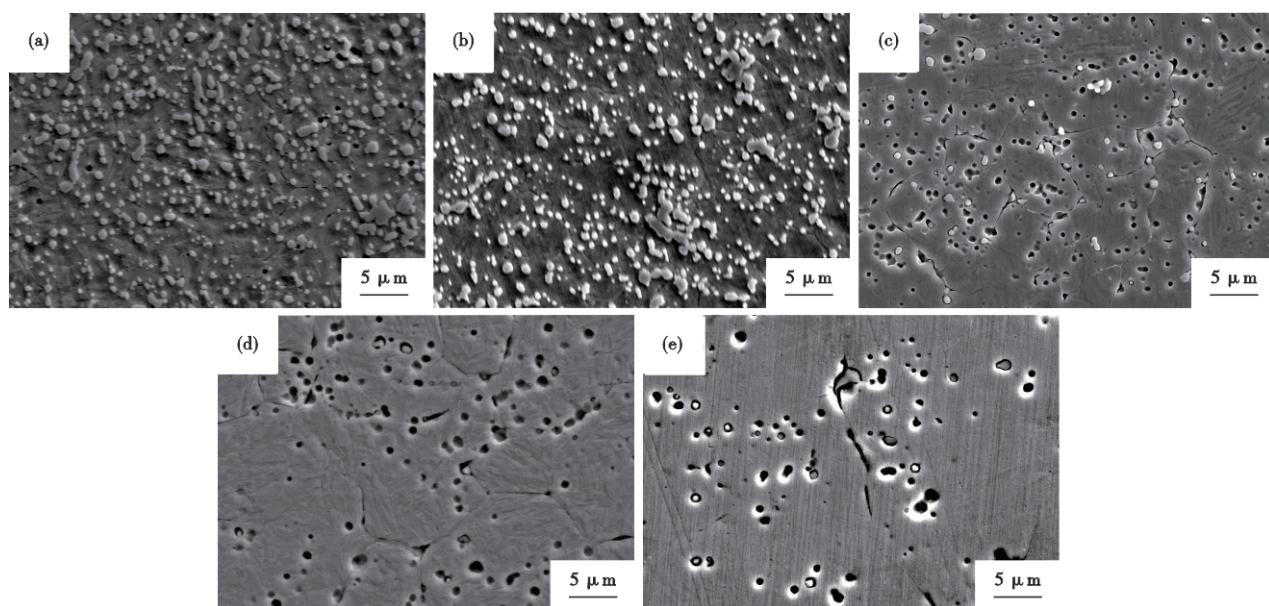


图3 Fe-13Cr-0.7C-0.3V在不同奥氏体化温度下淬火后的SEM照片:(a)950 °C, (b)1 000 °C, (c)1 050 °C, (d)1 100 °C, (e)1 150 °C

Fig. 3 SEM micrographs of Fe-13Cr-0.7C-0.3V after quenching at various austenitising temperatures : (a)950 °C, (b)1 000 °C, (c)1 050 °C, (d)1 100 °C, (e)1 150 °C

相组成,结合图3可发现,奥氏体化温度的提升会促使基体中的碳化物数量逐步下降,这一现象源于部分碳化物发生了基体溶解行为^[21-23]。奥氏体化温度为950~1 000 °C,马氏体不锈钢基体中存在大量的碳化物,其尺寸平均为1.5 μm,温度为1 000~

1 050 °C时,碳化物的平均尺寸在1.2 μm,温度为1 150 °C时,大多数的碳化物溶解于基体中,碳化物的尺寸平均为1.0 μm。

图4为1 050 °C淬火处理后试样组织中碳化物的能谱仪(EDS)结果。由该能谱分析图谱可清晰地

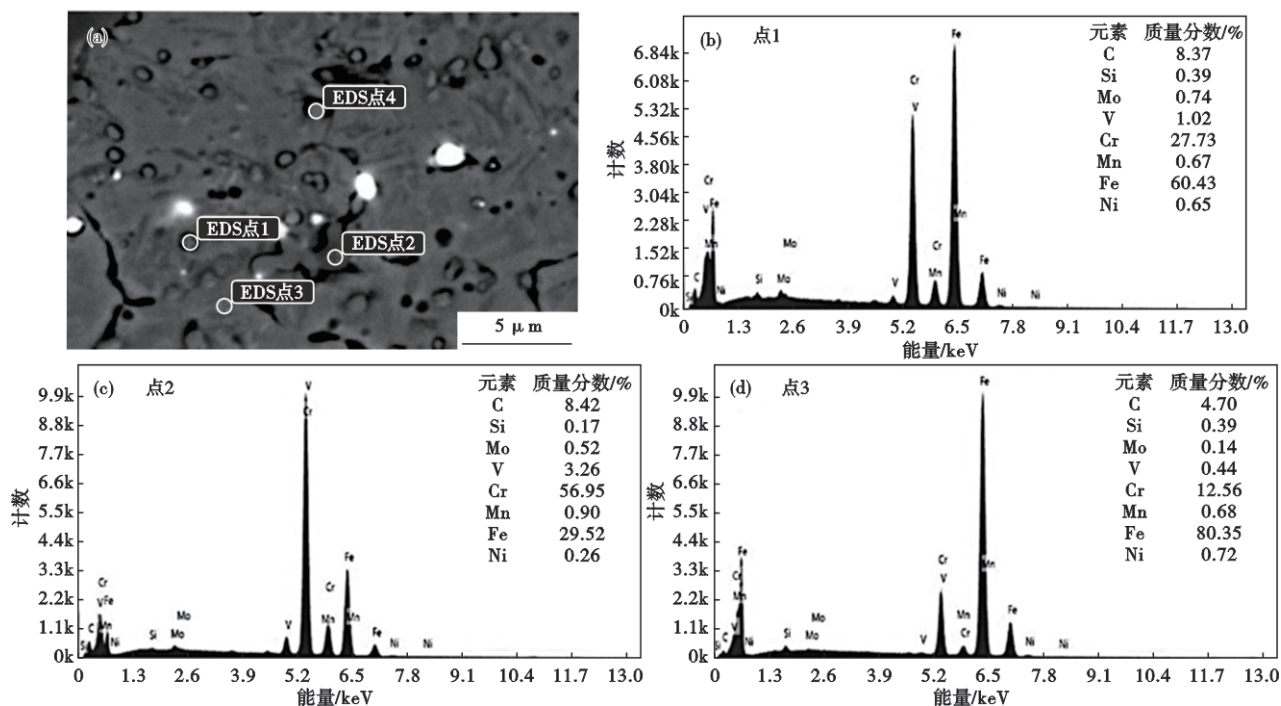


图4 Fe-13Cr-0.7C-0.3V 1 050 °C淬火后组织中(a)碳化物和(b)(c)(d) EDS能谱分析

Fig. 4 (a) carbides and (b)(c)(d) EDS energy spectrum of Fe-13Cr-0.7C-0.3V in the structure after quenching at 1 050 °C

看出,形态不规则的大块状碳化物中铬元素质量分数高达 57%(点 2),与之相比,球状细小碳化物中铬元素质量分数仅为 27%。相关研究成果^[24]已证实, M_7C_3 型共晶碳化物中的铬元素含量显著高于 $M_{23}C_6$ 型碳化物。结合 XRD 衍射图谱的分析结果,可明确判定分布于晶界处、形态不规则的大块状碳化物,为凝固阶段析出的一次碳化物 M_7C_3 ;而呈球状分布的碳化物,则是后续热处理过程中析出的二次碳化物 $M_{23}C_6$ 。此外,共晶碳化物与二次碳化物中均含有较高含量的钒元素,其对碳化物的调控作用主要体现在三个方面:1) 钒的碳氮化物可优先在相界或晶界处析出,作为后续碳化物非均匀形核的核心,能够有效细化共晶碳化物;2) 对于含 Cr、Mo 等多元碳化物形成元素的钢种而言,钒可改变碳元素的分配状态,延缓或细化其他类型碳化物的析出过程;3) VC 析出相可钉扎奥氏体晶界,细化最终铁素体晶粒尺寸、增加晶界总面积,为回火阶段碳化物的析出创造更多形核位置。

马氏体不锈钢淬火后,残余奥氏体含量是影响材料综合性能的关键因素之一。依托 XRD 测试获取的实验数据,定量计算不同奥氏体化温度下淬火试样内残余奥氏体的占比,具体数值详如图 5(b) 所示,相关计算过程参照公式(1)^[25]。

$$V_A = \frac{1 - V_C}{1 + G \frac{I_{M(hkl)i}}{I_{A(hkl)j}}} \quad (1)$$

式中, V_A 为残余奥氏体的体积分数,%; V_C 为试验钢中碳化物相的体积分数,%; $I_{M(hkl)i}$ 为试验钢基体马

氏体(hkl)i晶面的衍射线强度, $I_{A(hkl)j}$ 为试验钢基体奥氏体(hkl)j晶面的衍射线强度,上述强度参数均来源于 XRD 测试结果; G 为试验钢基体中奥氏体(hkl)j晶面与马氏体(hkl)i晶面所对应的强度因子的比值。

由图 5(b) 的测试结果可见,当淬火温度从 950 °C 升高至 1150 °C 时,淬火试样组织中残余奥氏体含量从 4.6% 增至 60.4%,而碳化物含量则从 15.4% 降至 3.1%。这一现象的成因在于,碳化物向基体中溶解后,会提升奥氏体中碳、铬等合金元素的含量水平,进而增强奥氏体的结构稳定性,导致奥氏体开始转变为马氏体的温度(M_s 点)降低,最终造成淬火后残余奥氏体含量显著升高^[26]。

图 6 给出了 Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢淬火后其硬度随奥氏体化温度的变化规律,在 950 ~ 1100 °C,随着温度升高,硬度由 ~52HRC 提高至 ~58HRC。这一硬度变化规律的主要成因是:升温过程可促进碳化物的基体溶解行为,提升奥氏体中碳与合金元素的浓度水平,进而驱动材料硬度随淬火温度上升而提高。但当奥氏体化温度升至 1150 °C 时,基体碳化物基本完成溶入奥氏体的过程,显著增强了奥氏体的稳定性,使得淬火组织中残余奥氏体含量保持在 60% 左右,最终造成材料硬度的明显下降^[27-29]。因此,合理的奥氏体温度范围应该为 1000 ~ 1050 °C。

2.3 回火温度对 Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢组织和性能的影响

为了研究 Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢在

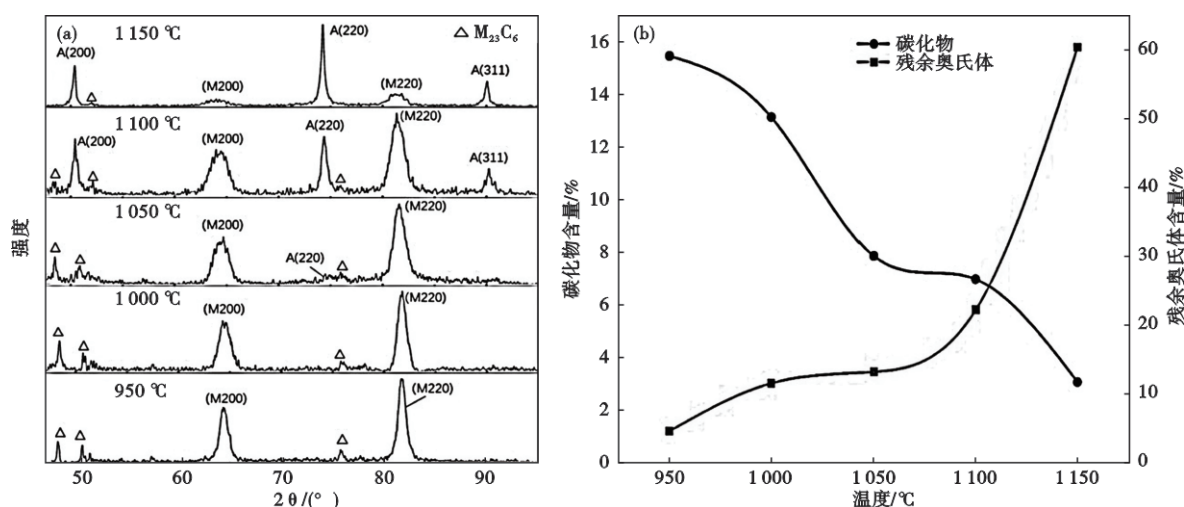


图 5 Fe-13Cr-0.7C-0.3V 不同奥氏体化温度淬火后的 XRD 衍射图谱(a) 及基体中残余奥氏体和碳化物的体积分数变化(b)
Fig. 5 (a) XRD phase analysis of Fe-13Cr-0.7C-0.3V quenched from varied austenizing temperatures; (b) Volume fraction changes of retained austenite and carbides

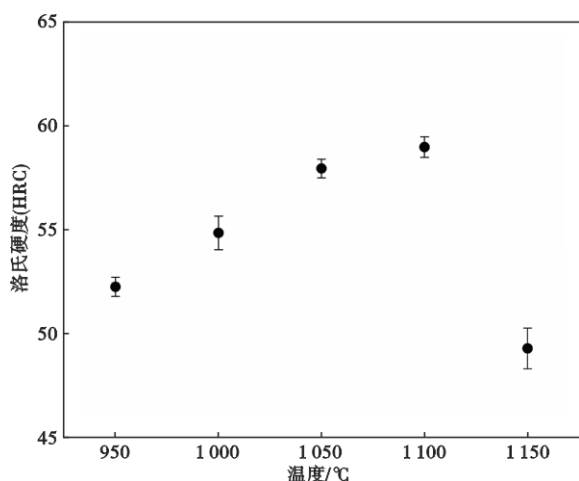


图6 Fe-13Cr-0.7C-0.3V奥氏体化温度与硬度的关系

Fig. 6 Austenitizing temperature dependence of hardness in Fe-13Cr-0.7C-0.3V

不同回火温度时组织和性能的变化,其淬火工艺最终选择为1070 °C保温25 min后油淬。因为马氏体不锈钢的用途较为广泛,可用来制作刀具、高温轴承等,因此,回火温度范围选择较为宽泛,在100 ~ 700 °C每隔100 °C进行了回火实验,保温时间均控制在120 min,冷却方式为回火后空冷。

图7为Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢在100 ~ 700 °C回火时其组织形貌变化图。如图7(a)和(b)所示,在100 ~ 200 °C的低温回火区间,基体仍基本保留淬火马氏体的形貌特征,碳化物析出量

较少,仅在200 °C时出现少量细小碳化物的析出。当回火温度处于300 ~ 500 °C范围时(如图7(c)和(d)所示),C原子与Cr原子的扩散能力显著增强,大量碳化物从基体中析出,且部分碳化物发生团聚长大现象。值得关注的是,300 °C回火时,马氏体内会析出大量片状碳化物,呈平行排列状态,而升温至500 °C时,该类片状碳化物基本消失。相关研究报道证实^[24,30-32],此类片状碳化物为 M_3C 型,于300 °C左右析出,回火温度提升过程中,片状 M_3C 型碳化物会逐步发生分解,转化为球状或粒状的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。当回火温度升至600 ~ 700 °C时,碳化物呈现逐级长大趋势,基体则转变为回火索氏体组织。

图8为Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢在不同回火温度下的XRD衍射图,分析结果显示,所有回火处理后试样的组织均为马氏体相,表明该成分马氏体不锈钢经回火处理后,其组织主要由马氏体与碳化物构成,且碳化物的析出量随回火温度的升高呈增加趋势,同时伴随逐步长大的现象。此外,300 °C回火试样的XRD图谱中出现了奥氏体特征峰,而淬火态试样的XRD检测结果中未发现奥氏体相,据此可判定,Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢在300 °C回火过程中形成了逆变奥氏体。Wang等^[33]在6Cr13马氏体不锈钢的回火研究中,同样观察到逆变奥氏体的生成现象,其形成机制主要归结为三个方面:1)马氏体不锈钢经大塑性变形后存在较多

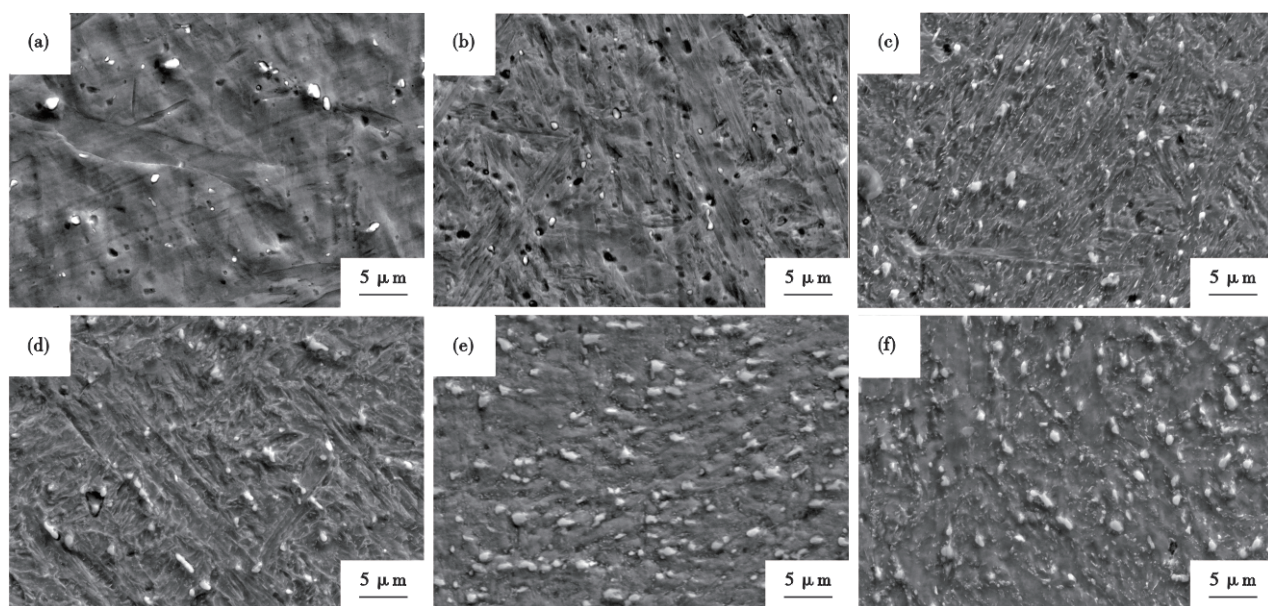


图7 Fe-13Cr-0.7C-0.3V在100~700 °C回火时SEM图片:(a)100 °C,(b)200 °C,(c)300 °C,(d)500 °C,(e)600 °C,(f)700 °C

Fig. 7 SEM pictures of Fe-13Cr-0.7C-0.3V tempered at 100~700 °C : (a) 100 °C, (b) 200 °C, (c) 300 °C, (d) 500 °C, (e) 600 °C, (f) 700 °C

缺陷(如位错等),会促使Ni等元素在马氏体板条处富集,为逆变奥氏体的形核创造有利条件;2)塑性变形过程中材料内部会储存大量能量,该部分储存能可作为马氏体向奥氏体转变的驱动力;3)马氏体不锈钢中存在的大量碳化物,与奥氏体具有一致的晶体学取向关系,回火过程中可在碳化物周边形成逆变奥氏体^[34-36]。逆变奥氏体的形成,有助于改善脆性材料的塑性与韧性。从热力学角度分析,Cr/Ni作为奥氏体稳定化元素,在300℃热激活下发生短程扩散,优先偏聚于马氏体板条界、位错等缺陷低能位点,使局部奥氏体稳定化因子显著提升,为逆变奥氏体形核提供了核心热力学条件;同时,缺陷处晶格畸变降低了形核界面能,与回火析出C原子的协同作用,进一步促进逆变奥氏体稳定形核与长大。

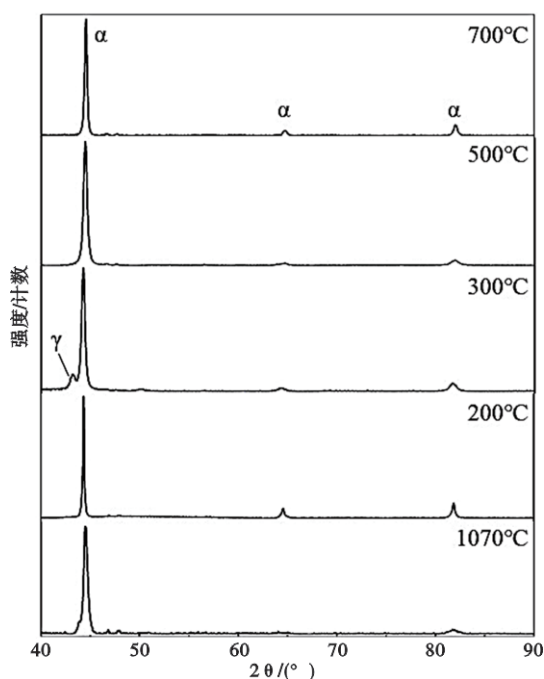


图8 Fe-13Cr-0.7C-0.3V不同温度下回火后XRD图

Fig. 8 XRD plots of Fe-13Cr-0.7C-0.3V after tempering at various temperatures

图9为Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢在多个回火温度下的硬度及拉伸性能统计图谱。从图9(a)所示的变化规律能够看出,材料硬度随回火温度的提高呈逐步回落趋势,从100℃回火时的60 HRC降低至700℃回火时的28 HRC。在100~300℃回火区间,钢中碳化物逐步少量析出,马氏体中碳元素含量降低,进而导致材料硬度下降;随着回火温度进一步升至500℃,大量碳化物弥散析出并发挥

析出强化作用,但马氏体中碳含量持续下降,此时材料硬度下降幅度趋于平缓;当回火温度高于600℃时,材料内部碳化物发生聚集长大,析出强化效应减弱,同时基体中马氏体发生再结晶,导致材料硬度出现明显下降。

Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢在100℃至200℃回火区间获得峰值抗拉强度(1950 MPa),但100℃回火后断后伸长率较低(2%)。200℃回火后,过饱和固溶体中的一些C原子逸出,缓解了晶格的畸变,消除了内应力,使伸长率明显增加到3.8%。回火温度为300℃至500℃时,有较多的C原子沉淀出来,生成弥散的碳化物;同时,由于析出碳化物的片状尖端而产生的应力集中,也可能导致强度降低^[37-39]。回火温度为500℃时,P、S等杂质元素在热激活下沿晶界扩散并富集,显著降低晶界结合能,叠加片状 M_3C 碳化物分解阶段的应力集中效应,裂纹易沿晶界萌生扩展,导致实验钢出现中温回火脆性,这是伸长率降低的核心原因。600℃至700℃回火形成回火索氏体组织(铁素体基体+弥散细粒状碳化物),强度急剧下降。另一方面,塑性良好的铁素体基体及无应力集中效应的粒状碳化物共同促使材料塑性大幅提升^[40-43]。

图10(a)(b)分别展示了Fe-13Cr-0.7C-0.3V钢100、200℃回火处理后的拉伸断口微观形态。通过对该组显微照片的观察可知,断口呈现出细小韧窝与少量解理面共存的混合断裂特征,属于典型的过渡型断裂形貌。与100℃回火试样相比,200℃回火处理后的试样断口韧窝不仅尺寸分布更均匀、深度更大,其在断口表面的覆盖占比也显著提高。这一微观形貌的差异直观反映出,200℃回火试样的塑性表现优于100℃回火试样,这与韧窝特征和材料塑性的正相关关系相符。图10(c)(d)为该钢种经300、500℃回火后的拉伸断口宏观形貌。结合宏观断口的观察分析可得出,此温度区间内回火试样的断裂模式兼具塑性断裂与脆性断裂的双重属性。值得注意的是,500℃回火试样的断口局部出现了沿晶断裂的典型痕迹,该现象极有可能是由回火脆性引发的,而这也是造成该温度下试样塑性指标下降的主要原因。图10(e)(f)为Fe-13Cr-0.7C-0.3V钢经600、700℃高温回火后的拉伸断口形貌。高温回火处理后的拉伸试样,其断口部位出现明显的颈缩形貌,这一宏观塑性特征表明材料的塑韧性已实现大幅提升。通过形貌观察可见,该温度区间内试

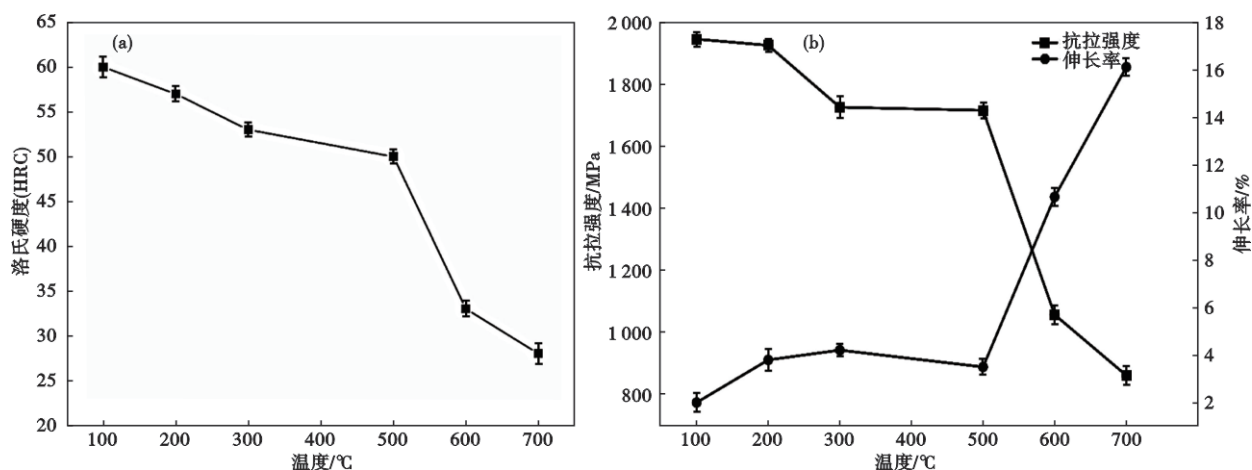


图9 回火温度对Fe-13Cr-0.7C-0.3V力学性能的影响:(a)硬度,(b)拉伸

Fig. 9 Mechanical response of Fe-13Cr-0.7C-0.3V to tempering temperature : (a) Hardness profile, (b) Tensile characteristics

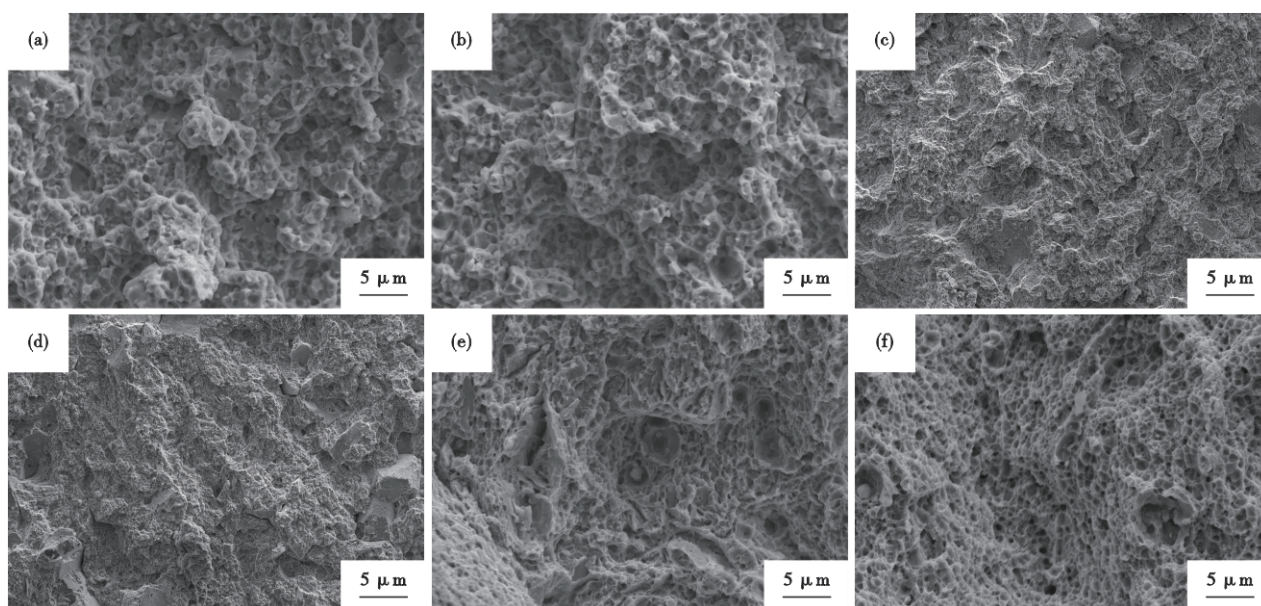


图10 Fe-13Cr-0.7C-0.3V钢不同温度回火的拉伸断口形貌:(a)100℃,(b)200℃,(c)300℃,(d)500℃,(e)600℃,(f)700℃

Fig. 10 Tensile fracture morphologies of Fe-13Cr-0.7C-0.3V steel tempered at different temperatures : (a) 100℃, (b) 200℃, (c) 300℃, (d) 500℃, (e) 600℃, (f) 700℃

样断口几乎完全由韧窝组成,且在韧窝区域可观察到球状二次碳化物的存在。

3 结论

针对Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢开展不同温度下的淬火与回火处理实验,系统探究其组织演变及性能变化规律,主要研究结论如下:

1)向Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢中添加V元素,可明显提高其奥氏体化转变温度,该钢种 α 相向 γ 相转变的起始温度为834℃,转变终止温度为879.6℃。

2)经淬火处理的Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不

锈钢的显微组织构成马氏体、碳化物与残余奥氏体的混合相;奥氏体化温度的升高,会促使基体中碳化物的析出量持续降低,残余奥氏体含量呈递增趋势,当奥氏体化温度升至1150℃时,残余奥氏体含量超过60%。

3)Fe-13Cr-0.7C-0.3V马氏体不锈钢在回火过程中,碳化物随回火温度升高逐步从基体中析出;300℃回火时,会析出片状 M_3C 型碳化物,随回火温度进一步升高,碳化物形态逐渐转变为粒状或球状,且主要以 $M_{23}C_6$ 型碳化物为主。

4)在950~1100℃的奥氏体化温度区间内,

Fe-13Cr-0.7C-0.3V 马氏体不锈钢的硬度随奥氏体化温度升高呈逐步上升态势,硬度从~52HRC提高至~58HRC,当温度达到 1 150 ℃时,材料硬度降至

50HRC 以下。在 200 ℃回火条件下,实验钢的强度达到 1 930 MPa,断后伸长率为 3.8%,硬度维持在 56HRC。

参考文献

- [1] Wang R, Li F H, Wu Z H, et al. Precipitation and transformation of carbides during tempering of 7Cr14 martensitic stainless steel [J]. *Steel Research International*, 2024, 95: 2300248.
- [2] 张剑桥,李 筱,孙铭山,等. 冷却速率对 60Cr13 马氏体不锈钢微观组织影响规律[J]. *特殊钢*, 2023, 44(6): 112-116.
- [3] 安 心,康 燕,王 睿,等. 深冷处理对含氮马氏体不锈钢组织及力学性能的影响[J]. *钢铁*, 2025, 60(6): 160-169.
- [4] 陈小开,王存宇,张博航,等. 淬火加热温度对 30Cr15Mo1N 钢组织性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2025, 37(12): 1701-1711.
- [5] Sun C, Li J, Zhang J, et al. Formation and evolution of primary carbides in high-carbon martensitic stainless steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2023, 30(10): 2000-2009.
- [6] 赵佳莉,信瑞山,俞占扬,等. 05Cr17Ni4Cu4Nb 马氏体沉淀硬化不锈钢改锻表面开裂机制及对策[J]. *特殊钢*, 2025, 46(4): 141-149.
- [7] 李亚非,佟 飞,魏 凯,等. 热处理工艺对 1Cr17Ni2 不锈钢叶片的力学性能及显微组织影响[J]. *特殊钢*, 2026, 47(1): 83-88.
- [8] Dai J, Li H B, Feng H, et al. Revealing significant effect of nitrogen on prolonging pitting corrosion lifetime of martensitic stainless steel by modelling approach [J]. *Corrosion Science*, 2022, 203: 110369.
- [9] 安浩然,王 睿,康 燕,等. 含氮马氏体不锈钢的腐蚀行为研究进展[J]. *钢铁研究学报*, 2023, 35(6): 635-650.
- [10] 黄日清,任 英,张立峰,等. 低碳马氏体不锈钢热处理过程中夹杂物转变动力学[J]. *中国冶金*, 2024, 34(11): 44-52.
- [11] 宋光洁,朱浩然,季灯平,等. 102Cr17Mo 轴承钢铸坯夹杂物及碳化物解析[J]. *钢铁*, 2023, 58(8): 157-168.
- [12] Wang Y B, Feng H, Li H B, et al. Effect of Ni addition on microstructure and mechanical properties of high nitrogen martensitic stainless bearing steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2025, 32(12): 4350-4358.
- [13] 沈佳兴,牟家林,刘 钦,等. 控冷工艺抑制 GCr15 轴承钢网状碳化物的仿真优化[J]. *特殊钢*, 2026, 47(3): 1-10.
- [14] 阴湛清,张天宇,刘明洋,等. GCr15 轴承钢碳化物带对力学性能的影响[J]. *特殊钢*, 2025, 46(6): 112-121.
- [15] 于文涛,李 晶,史成斌,等. 高碳马氏体不锈钢 8Cr13MoV 球化退火过程中碳化物的演变[J]. *金属热处理*, 2016, 41(9): 25-31.
- [16] Lu S Y, Yao K F, Chen Y B, et al. The effect of tempering temperature on the microstructure and electrochemical properties of a 13 wt. % Cr-type martensitic stainless steel [J]. *Electrochimica Acta*, 2015, 165: 45-55.
- [17] 赵金柱,谢志峰,卫 红. 一种改善耐磨高锰钢碳化物形态的热处理工艺[J]. *金属热处理*, 2023, 48(3): 139-142.
- [18] Liu Q, Zhang H W, Wang Q, et al. Effect of Cooling Rate and Ti Addition on the Microstructure and Mechanical Properties in As-cast Condition of Hypereutectic High Chromium Cast Irons [J]. *ISIJ International*, 2012, 52(12): 2210-2219.
- [19] 黄 宇,成国光,李世健,等. Ce 微合金化 H13 钢中一次碳化物的析出机理及热稳定性研究[J]. *金属学报*, 2019, 55(12): 1487-1494.
- [20] Duan J T, Jiang Z Q, Fu H G. Effect of RE-Mg complex modifier on structure and performance of high speed steel roll [J]. *Journal of Rare Earths*, 2007, 25: 259-263.
- [21] 李铭焯,张覃铁,蒋 巍,等. 8Cr13 马氏体不锈钢中碳化物细化工艺及其对性能的影响[J]. *金属热处理*, 2024, 49(11): 215-223.
- [22] 刘梓峰,赵旭亮,罗 皓. 淬火温度对 4Cr4Mo3W2V1 模具钢组织与硬度的影响[J]. *金属热处理*, 2024, 49(8): 170-173.
- [23] De Moura A N, Favarato L N O, de Souza Costa Amorim D, et al. Effect of austenitization temperature on microstructure, crystallographic aspects, and mechanical properties of AISI 420 martensitic stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 909: 146835.
- [24] Liu W L, Guo F J, Liang S L, et al. Evolution of M_7C_3 carbides near the solidus and the influence of Mn element on the formation of $M_{23}C_6$ carbides in a high carbon martensitic stainless steel 90Cr18MoV [J]. *Materials Characterization*, 2023, 205: 113336.
- [25] Xu D M, Zhang D K, Yang G W, et al. Effect of quenching temperature on the austenite stability and mechanical properties of high-strength air-cooled TRIP steel prepared with hot-rolled C-Si-Mn sheets [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 31: 420-433.
- [26] Jia Y Y, Wei Y, Ying Z Y, et al. Synergistic strengthening through dislocations and precipitates in 3Cr13MoV martensitic stainless steel achieves an excellent strength-toughness balance [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1022: 180111.
- [27] 刘皓月,张 郑,何 婵,等. 热处理工艺对高氮超级马氏体不锈钢组织性能的影响[J]. *钢铁*, 2025, 60(4): 153-160.
- [28] 田宛平,金志起,谢广明. 热处理对电弧增材制造低碳马氏体不锈钢构件均匀性的影响[J]. *钢铁*, 2024, 59(6): 72-82.
- [29] Zheng C S, Fu B, Tang Y, et al. Microstructure and mechanical properties of 9Cr18Mo martensitic stainless steel fabricated by strengthening-toughening treatment [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 869: 144783.
- [30] Bonagani S K, Bathula V, Kain V. Influence of tempering treatment on microstructure and pitting corrosion of 13 wt. % Cr martensitic stainless steel [J]. *Corrosion Science*, 2018, 131: 340-354.

- [31] 李菁菁, 王存宇, 付小倩, 等. 回火温度对 30Cr15Mo1N 钢组织演变和耐盐雾蚀性的影响[J]. 钢铁, 2024, 59(12): 131-140.
- [32] Cocha-Vesga P M, Coury F G, Koga G Y, et al. Recovery of passivation (ROP) in high-nitrogen martensitic stainless steel: Preventing loss of passivation (LOP) via heat treatment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 38: 2935-2949.
- [33] Wang R, Yan Z J, He J, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of 6Cr13 martensitic stainless steel subjected to cold rolling and heat treatments [J]. Materials Characterization, 2023, 203: 113070.
- [34] Xiong J, Tong Y L, Peng J L, et al. Strength-toughness improvement of 13Cr4NiMo martensitic stainless steel with thermal cyclic heat treatment [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2023, 30(8): 1499-1510.
- [35] He J, Wang Y, Qiu X, et al. Effect of tempering time on microstructure and mechanical properties of a low carbon stainless bearing steel [J]. Materials Today Communications, 2025, 42: 111305.
- [36] 吴圳楠, 姚开阳, 陶 芸, 等. NM450 低合金耐磨钢的热处理组织与力学性能[J]. 特殊钢, 2025, 46(1): 106-110.
- [37] 喻宇辉, 胡 锋, 聂道宽, 等. 2.0 GPa 级富 Si-Al 纳米贝氏体轴承钢相变及高韧化机理[J]. 中国冶金, 2025, 35(10): 62-74.
- [38] 郑 凯. 17Cr14Co13Mo5Ni2W1V1Nb 高温轴承钢的强韧化与抗疲劳行为研究[D]. 北京: 钢铁研究总院, 2025.
- [39] 王建军, 孙东云, 张玉杰, 等. 通过深冷处理耦合高温快速回火显著提高超细贝氏体钢性能[J]. 钢铁, 2025, 60(4): 170-178.
- [40] Liang J W, Shen Y F, Misra R D K, et al. High strength-superplasticity combination of ultrafine-grained ferritic steel: The significant role of nanoscale carbides[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 83: 131-144.
- [41] Wang Y B, Feng H, Li H B, et al. Study on the mechanism of excellent strength and toughness combination of a high nitrogen martensitic stainless steel treated by Q-C-P-T process [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 804-812.
- [42] Lúcio de Faria G, Godefroid L B, Nunes I P, et al. Effect of martensite volume fraction on the mechanical behavior of an UNS S41003 dual-phase stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 797: 140208.
- [43] Saeidi K, Zapata D L, Lofaj F, et al. Ultra-high strength martensitic 420 stainless steel with high ductility [J]. Additive Manufacturing, 2019, 29: 100803.