

· XXXX ·



## 热处理阶段 Nb 质量分数对 DHA 新型热作模具钢 组织与力学性能的影响

孙常亮<sup>1</sup>, 辛光瀚<sup>2</sup>, 耿鑫<sup>2</sup>

(1 抚顺特殊钢股份有限公司技术中心, 抚顺 113001; 2 东北大学冶金学院, 沈阳 110819)

**摘要:**以新型热作模具钢 DHA 为研究对象, 在钢中分别添加  $w[\text{Nb}]$  0、0.009%、0.019%、0.028%、0.038%。探究了 Nb 对 DHA 钢组织和力学性能的影响。结果表明, Nb 的添加促进了凝固过程中大尺寸的液析碳氮化物的形成, 加重了铸态组织中二次枝晶的偏析程度。Nb 的添加使实验钢在回火后的晶粒尺寸更小。随着 Nb 含量的增加, 实验钢的韧性变化规律是在 560、590 °C 回火后韧性逐渐降低, 在 620 °C 回火后, 韧性先升高后降低; 实验钢的强度变化规律是先升高后降低。对力学性能综合考虑,  $w[\text{Nb}]$  添加为 0.019% 时, DHA 钢具有最佳的力学性能。

**关键词:**热作模具钢; Nb 质量分数; 微观组织; 力学性能

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.N250591 **中图分类号:**TF704.2

## Effect of Nb Content during Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a Novel DHA Hot-Work Die Steel

Sun Changliang<sup>1</sup>, Xin Guanghan<sup>2</sup>, Geng Xin<sup>2</sup>

(1 Technical Center of Fushun Special Steel Co., Ltd., Fushun 113001, China;

2 School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**Abstract:** Hot-work die steel (DHA) steel was selected as the research object and adds Niobium (Nb) elements with mass fractions of 0, 0.009%, 0.019%, 0.028%, and 0.038% to the steel. The influence of Nb on the microstructure and mechanical properties of DHA steel was investigated. The results show that Nb addition promotes the formation of large-sized primary carbonitrides during solidification, and aggravates the secondary dendrites segregation in the as-cast microstructure. Nb addition refines the grain size of the experimental steel after tempering. With the increase of Nb mass fraction, toughness gradually decreases after tempering at 560 °C and 590 °C, and first increases and then decreases after tempering at 620 °C. Strength first increases and then decreases with increasing Nb content. Considering the comprehensive mechanical properties, when the mass fraction of Nb element is 0.019%, DHA steel has the best performance.

**Key Words:** Hot-work Die Steel; Niobium Content; Microstructure; Mechanical Properties

热作模具钢是模具材料中消耗量较大、性能要求较苛刻的一类, 在热锻模具、热挤压模具、压铸模具中应用广泛<sup>[1-4]</sup>。H13 钢 (4Cr5MoSiV1) 是目前使用最多、最具有代表性的热作模具钢, 属于中合金超高强度钢, 具有良好的淬透性、热硬性, 耐热疲劳性、耐磨性都很出色, 在高温环境下综合性能最好。近些年来, 国内外学者不断探索出一些新型高强度、高韧性的优质长寿命热作模具钢, 来满足高端应用的需求。主要研究一种新型含氮热作模具钢 DHA, 该钢成本低, 强度、硬度与经典的 H13 钢相当, 而且塑性、韧性有明显的提高。为了提高 DHA

钢的力学性能, 特别是提高 DHA 钢的强度和硬度, 采用第二相强化策略是可行的。根据文献<sup>[5-7]</sup>的发现, 第二相颗粒强化是解决高强度和高韧性难以兼得的一种有效方法之一。利用加入微合金元素 Nb 与 C、N 间隙原子的相互作用, 形成能够同时起到沉淀强化和晶粒细化作用的微小、均匀分布的第二相颗粒, 从而在提高钢材料强度的同时, 保持良好的韧性<sup>[8-9]</sup>。因此, 研究了 Nb 元素质量分数不同时 DHA 钢铸态组织以及后续热加工、热处理阶段微观组织的变化规律, 分析了 Nb 元素对材料力学性能, 即强度、韧性、塑性的影响。

**基金项目:** 国家自然科学基金 (52174304)

**作者简介:** 孙常亮 (1982—), 男, 本科, 工程师; **E-mail:** sclmetal@163.com; **收稿日期:** 2025-12-10

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

### 1 实验材料与方法

为了研究不同Nb含量对DHA钢性能的影响,在基本DHA钢的基础上,设计了不同Nb含量(质量分数)/%:0、0.01、0.02、0.03、0.04的试验钢,各钢种的组成及编号见表1,其中,0#为DHA钢标准成分。采用东北大学冶金学院特殊钢实验室的25 kg真空感应炉,对0#、1#、2#、3#、4#五个钢种分批冶炼,每批大约20 kg。试验钢的冶炼化学成分见表2。对精炼后的铸锭进行一系列的热处理工序,以改善其微观结构和机械性能,热处理工序包括正火、等温球化退火、淬火、初次回火、再次回火等,具体的热处理规范如图1所示。

对0#、1#、2#、3#、4#钢在各自热处理阶段的样品进行取样,拍摄不同放大倍数的金相照片,用扫描电子显微镜对样品的微观结构进行详细的分析,以探究Nb元素在相同的热处理条件下,对材料组织演变的规律性影响。

本研究主要对实验钢的力学性能,尤其是对实验钢的强度、韧性和塑性进行了0#、1#、2#、3#、4#钢的拉伸实验和冲击实验,对其力学性能进行了详细的分析。进而通过扫描电子显微镜对拉伸试验样品

与冲击试验样品的断裂表面进行了仔细的观察与解析。按照国家标准GB/T228.1—2010《金属材料室温拉伸实验方法》的要求,对实验用钢进行了室温拉伸试验。按照国家标准GB/T229—2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》做室温冲击试验。

### 2 实验结果与分析

#### 2.1 铌对热作模具钢铸态组织的影响

图2为0#~4#钢的铸态组织形貌。使用Image-ProPlus 6.0统计软件对0#~4#实验钢的不同位置铸态样品的二次枝晶进行测量,分别测得5组7倍二次枝晶间距,去掉最大值和最小值,得到二次枝晶间距的平均值,边缘和中部位置二次枝晶间距的测量统计结果如图3所示。通过观察图2和图3可知,从0#到4#钢的边缘处晶枝一般都比较细小,中心处晶枝比较粗大,造成该现象差别的关键因素就是边缘和中心部分的冷却速率不一样。在边缘处冷却速度很快,相反,在中心部分靠近铸件核心的地方传热较难,所以其冷却速率比较缓慢。对于0#~4#钢来说,边缘区域二次枝晶间距的差异不大,但是中心部分随着Nb含量的增加,二次枝晶间距明显增

表1 实验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 The chemical composition of experimental steels										%
编号	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	N	Nb	P	S
0#	0.3~0.4	0.2~0.8	0.2~0.5	4.5~5.5	1.1~1.75	<1.0	0.04	0	≤0.03	≤0.005
1#	0.3~0.4	0.2~0.8	0.2~0.5	4.5~5.5	1.1~1.75	<1.0	0.04	0.01	≤0.03	≤0.005
2#	0.3~0.4	0.2~0.8	0.2~0.5	4.5~5.5	1.1~1.75	<1.0	0.04	0.02	≤0.03	≤0.005
3#	0.3~0.4	0.2~0.8	0.2~0.5	4.5~5.5	1.1~1.75	<1.0	0.04	0.03	≤0.03	≤0.005
4#	0.3~0.4	0.2~0.8	0.2~0.5	4.5~5.5	1.1~1.75	<1.0	0.04	0.04	≤0.03	≤0.005

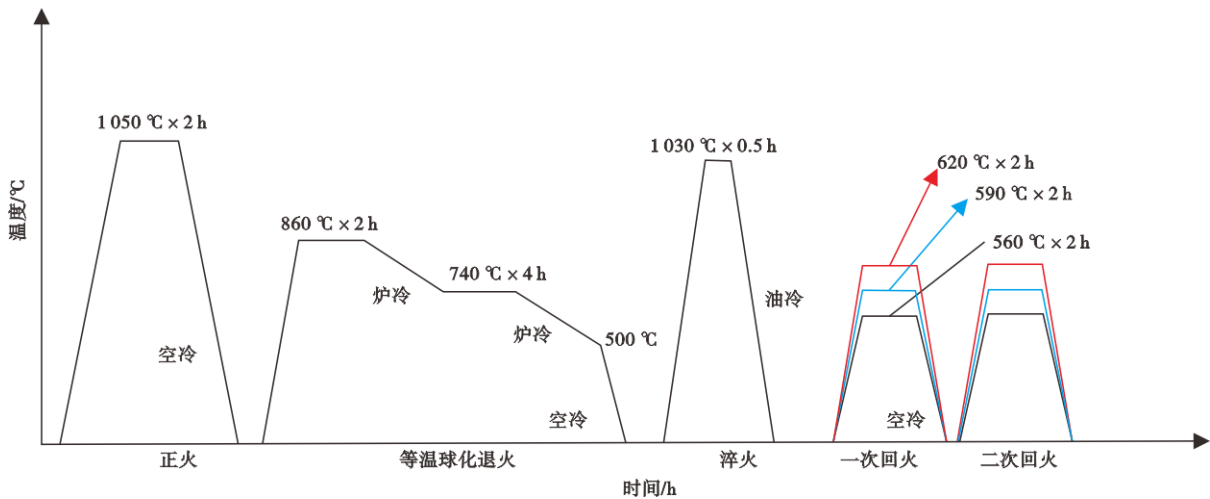


图1 热处理工艺示意图

Fig. 1 Schematic diagram of heat treatment process

表2 真空感应炉铸锭化学成分(质量分数)

编号	Nb	N	O	P	S
0 <sup>#</sup>	-	0.038	0.000 8	0.003	0.004
1 <sup>#</sup>	0.009	0.038	0.000 8	0.004	0.004
2 <sup>#</sup>	0.019	0.035	0.000 5	0.004	0.004
3 <sup>#</sup>	0.028	0.037	0.000 6	0.004	0.004
4 <sup>#</sup>	0.038	0.038	0.000 5	0.004	0.004

大。这是因为Nb是强力碳化物和氮化物生成元素,在钢中引入Nb会造成更大的晶格畸变能,比Cr、V等合金元素要大得多。因此,高温凝固时Nb元素更容易富集在晶界、界面、位错线等缺陷处而被排除到枝晶间。在晶界处Nb先与C、N结合形成碳氮化物。铸锭边缘处由于冷却速度快,对枝晶粗化的影响不明显。中部位置枝晶粗化程度随着Nb含量增加而加剧,这是因为Nb含量越高,促进Nb的碳氮化物在更高温度下优先在晶界处生成。

0<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>钢铸锭金相显微组织图片如图4所示,在晶界处均发现了浅色液析碳氮化物析出。0<sup>#</sup>钢中液析碳氮化物的尺寸很小,均小于10 μm。在0<sup>#</sup>钢中,液析碳氮化物的常见形态如图5(a)所示,其主要成分是钒的碳氮化物,即V(C,N)。在4<sup>#</sup>钢中液析碳氮化物的尺寸较大,大多呈长条形,长度可以达到20 μm以上。在4<sup>#</sup>钢中,如图5(b)、(c)所示的液析碳氮化物主要是Nb和V的碳氮化物,分别为含Nb量较高的(Nb,V)(C,N)和含V量较高的(V,Nb)(C,N)。实验钢 $w[\text{Nb}]$ 在0~0.04%范围内,远小于V

的质量分数,所以随着优先生成的(Nb,V)(C,N)不断消耗Nb元素,液析碳氮化物出现含V元素质量分数较高的(V,Nb)(C,N)类型。进一步观察1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>样本时,发现大尺寸的液析碳氮化物聚集在晶界处,并且随着Nb含量的增加,液析碳氮化物的数量和密度都呈增加的趋势。

## 2.2 铌对热作模具钢退火组织的影响

图6给出了0<sup>#</sup>到4<sup>#</sup>钢在不同放大倍数下退火后的组织图像,左侧一组用2000倍放大倍数拍摄的光学显微镜(OM)图片,右侧一组用更高的分辨率即20000倍放大倍数拍摄的扫描电子显微镜(SEM)图片。从图6中可以看出,经过退火处理的实验钢,成功消除了网状碳氮化物,实现了碳氮化物的球化。通过比较不同Nb含量下球化退火的碳氮化物可以发现,在4<sup>#</sup>样品中球化效果较弱。这是由于Nb含量的增加促进了含Nb碳氮化物的释放,提高了珠光体的稳定性,使得条状珠光体通过“剪断”溶解实现球化的难度增加,珠光体的相对增大所致。图7中退火碳氮化物的统计结果可以看出,0 μm到0.1 μm之间0<sup>#</sup>、1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>的样本数量明显多于3<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>,其中以1<sup>#</sup>最多。从图6中直径大于0.5 μm的统计数据可以看出,当Nb的含量提高时,大尺寸碳氮化物数量占比会增大,最大能达到约20%。

## 2.3 铌对热作模具钢淬火组织的影响

淬火处理后,热作模具钢经过球化退火,组织变为马氏体,过程中会存在残余奥氏体和少量合金碳氮化物。通过扫描电镜可以看出,不同实验钢淬

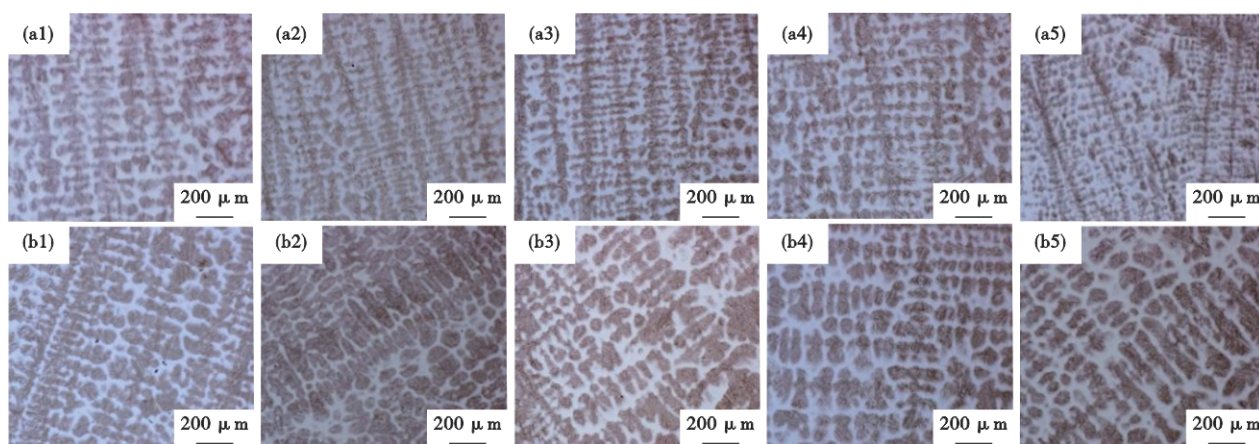


图2 铸锭铸态组织OM照片:(a1)0<sup>#</sup>钢边缘,(a2)1<sup>#</sup>钢边缘,(a3)2<sup>#</sup>钢边缘,(a4)3<sup>#</sup>钢边缘,(a5)4<sup>#</sup>钢边缘,(b1)0<sup>#</sup>钢中部,(b2)1<sup>#</sup>钢中部,(b3)2<sup>#</sup>钢中部,(b4)3<sup>#</sup>钢中部,(b5)4<sup>#</sup>钢中部

Fig. 2 OM microstructure images of as-cast ingots : (a1) Edge of 0<sup>#</sup> steel ingot, (a2) Edge of 1<sup>#</sup> steel ingot, (a3) Edge of 2<sup>#</sup> steel ingot, (a4) Edge of 3<sup>#</sup> steel ingot, (a5) Edge of 4<sup>#</sup> steel ingot, (b1) Center of 0<sup>#</sup> steel ingot, (b2) Center of 1<sup>#</sup> steel ingot, (b3) Center of 2<sup>#</sup> steel ingot, (b4) Center of 3<sup>#</sup> steel ingot, (b5) Center of 4<sup>#</sup> steel ingot

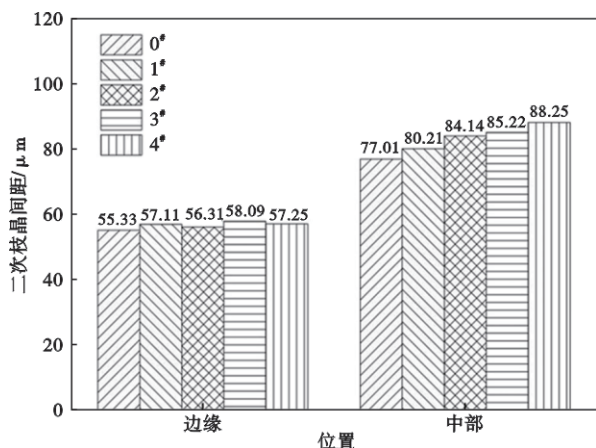


图3 铸锭边缘和中部的二次枝晶间距

Fig. 3 Secondary-dendrite arms spacing at the edge and middle of the ingot

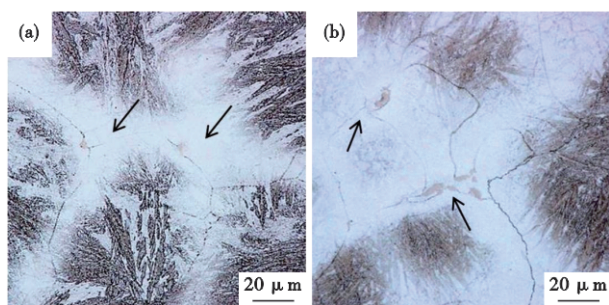


图4 0#和4#钢的液析碳氮化物的OM照片:(a) 0#, (b) 4#

Fig. 4 Optical micrographs of primary precipitation carbonitride of 0# and 4# steel : (a) 0#, (b) 4#

火得到的马氏体组织内都有未溶解的合金碳氮化物颗粒。通过放大2000倍的金相图像可知,Nb,质量分数越高,实验钢淬火后未溶碳氮化物颗粒数量越多。0#钢、1#钢中的未溶碳氮化物颗粒有明显的链状排列特征;2#钢中此类颗粒数量多,分布均匀;对于3#、4#钢,存在较大的碳氮化物颗粒,大颗粒周围小颗粒的数目明显减少,而小颗粒周围大颗粒的数目却较多。这是由于大颗粒碳氮化物周围某区域C、N元素浓度显著降低,从而抑制了碳氮化物的析出过程。图8扫描电子显微镜的微观图像显示,0#~4#淬火组织内碳氮化物颗粒尺寸一般在数百纳米。0#钢中直径小于100 nm的颗粒数量较少,而加入Nb元素后的1#~4#钢种,在基体中析出了更多直径小于100 nm的颗粒。根据 Abson 等<sup>[10]</sup>的发现,直径为50~100 nm的相析出自高温奥氏体区域,并钉扎在奥氏体晶界上,阻碍了奥氏体晶粒的增殖;直径为10~50 nm的相析出是锻打过程中变形引起的。尺寸小于10 nm的析出相均匀分布在铁素体晶

粒内,引起二次硬化现象,大幅提高钢的屈服强度,同时对钢的韧性影响很小。

## 2.4 铌对热作模具钢回火组织的影响

图9给出了0#和4#样品在不同的回火温度下微观形貌。观察结果表明,随着回火温度的升高,合金元素的扩散能力明显增强,促进了碳化物、碳氮化物的析出动力学过程,使基体上析出更多的点状相,而且这些析出相的尺寸增大。此类大的第二相存在会对材料的力学性能产生不利影响。根据文献<sup>[11-14]</sup>得出结论,在原始奥氏体晶界及马氏体亚晶界(条状组织、条束和界面)上形成的粗大的颗粒碳化物大多会对材料的韧性造成不良影响。Kipelova 等<sup>[15]</sup>认为,球形比圆柱形在析出相对韧性影响小。随着回火温度的升高,基体结构得到恢复,位错密度下降,原来的高强度、高硬度的马氏体组织转变为富含韧性、塑性的渗碳体和铁素体复合组织。

由于回火温度处于560~620 °C这个范围里,此温度区间内回火过程对晶粒生长所产生的影响比较小。除此之外,在高温的回火过程中,碳化物以及碳氮化物会更倾向于在晶界处进行集中形成与沉淀。基于此,选取了容易通过腐蚀观察到晶界的620 °C回火样品,来探究在一系列的热加工热处理之后,不同Nb含量实验钢晶粒尺寸的变化情况,如图10所示。由图10可知,实验钢的晶粒尺寸因为加入了Nb而变小,晶粒级别也得到提高。经由淬火组织的剖析得知,Nb的加入使得基体里碳氮化物沉淀的数量变多,尺寸小于100 nm,并且这些沉淀物钉扎在奥氏体晶界上,从而有效地抑制了淬火时奥氏体晶粒的粗化。4#钢有明显的晶粒细化现象,主要是由于Nb含量较高,在高温扩散退火时晶粒粗化程度较轻。从晶粒大小来看,2#钢小于4#钢,但是比Nb含量更高的3#钢的晶粒更细小,这可能是由于2#钢在高温扩散退火过程中晶粒尺寸比较小。

## 2.5 铌对热作模具钢韧性的影响

图11给出了0#~4#钢在室温下的冲击试验结果。由图11可知,随着回火温度的升高,实验钢的冲击功都有所提高。在560、590 °C回火时冲击功变化较小,但是当回火温度达到620 °C时冲击功明显提高。560 °C退火时,0#、1#、2#钢的冲击韧性数值接近,3#、4#钢的冲击韧性较低。当退火温度达到560、590 °C时,0#、1#、2#、4#钢的冲击韧性保持不变,3#钢的冲击韧性明显提高。在620 °C退火条件下,1#

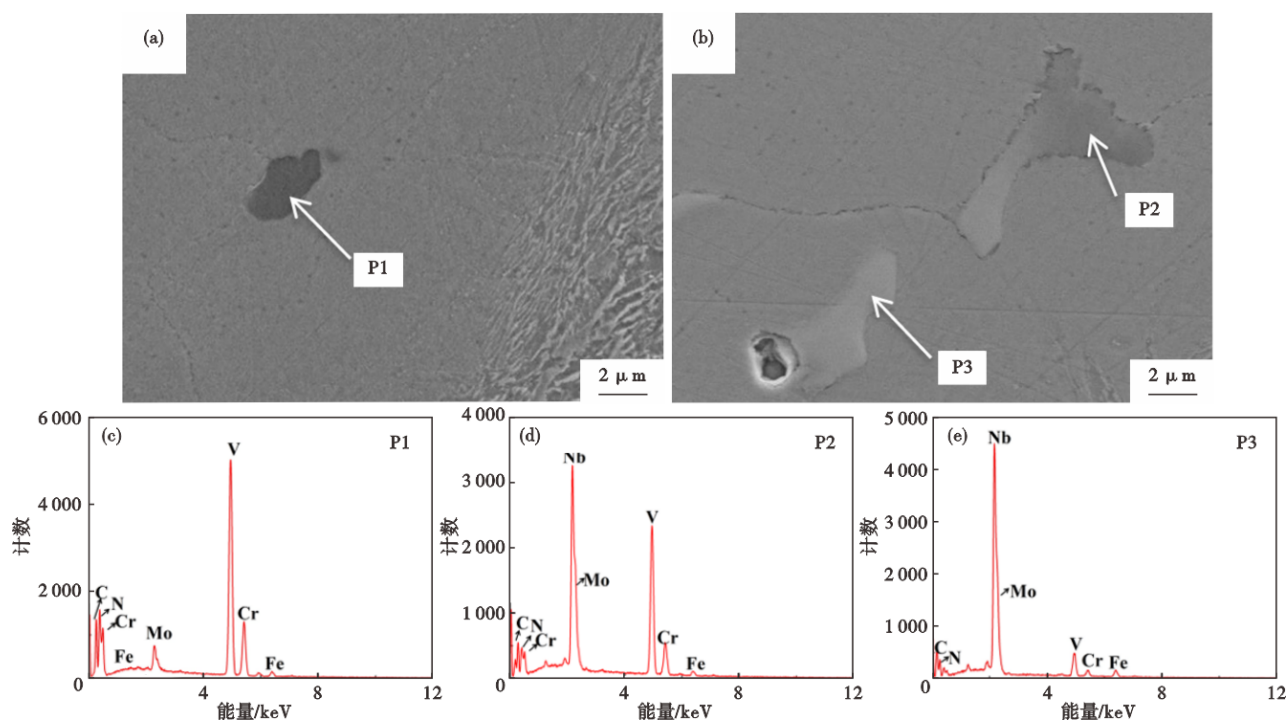


图5 液析碳氮化物金相图和能谱图:(a)0#钢金相图,(b)4#钢金相图,(c)0#钢P1点能谱图,(d)4#钢P2点能谱图,(e)4#钢P3点能谱图

Fig. 5 SEM micrographs and EDS result of primary precipitation carbonitride : (a) Metallogram of 0# steel, (b) Metallogram of 4# steel, (c) Energy spectrum of point P1 in 0# steel, (d) Energy spectrum of point P2 in 4# steel, (e) Energy spectrum of point P3 in 4# steel

钢的冲击韧性明显提高,超过0#钢的水平,含有Nb元素的其他钢种的冲击韧性均未达到0#钢的水平。综上所述,在回火温度不变的情况下,实验钢的冲击功随钢中Nb质量分数的增加而减小。

其原因在于Nb具有固溶强化作用,可帮助其他合金元素完成固溶强化,从而促进晶粒细化;但Nb也会导致碳氮化物大量析出。另外,4#钢内还有少量的液析碳化物。由于含Nb钢的晶粒尺寸比0#更小,所以,晶界面积增大,一般可以大幅提高阻碍裂纹扩展的能力,从而提高材料的韧性。但是,在冲击试验中裂纹容易在碳氮化物、夹杂物等缺陷处萌生并扩展。在4#钢中铌的质量分数最大,使得4#钢中形成并扩展裂纹的可能性增大,所以,其冲击功远低于0#钢。

## 2.6 铌对热作模具钢强度和塑性的影响

根据室温拉伸试验,不同回火温度下实验钢的抗拉强度、屈服强度、伸长率、断面收缩率结果如图12、13所示。图12为实验钢强度变化趋势,图13为实验钢塑性变化轨迹。

根据图12可以看出,回火温度越高,抗拉强度和屈服强度递减的趋势越一致。不同回火温度下2#

钢抗拉强度和屈服强度最大。尤其在620℃回火时,2#钢的抗拉强度、屈服强度比其它实验用钢要高。1#钢和4#钢的强度整体偏弱,其中,最明显的是4#钢在经过较高回火温度之后,强度表现出快速降低的倾向。说明在钢里加入Nb之后,强度表现出先上升而后下降的变化趋势。适度提高Nb含量可以有效提高钢材的强度。若Nb加入量超量,则随回火温度提高,其强度将会有显著降低的趋势。以上实验结果最根本的原因是沉淀相的影响,Nb促使碳氮化合物沉淀,Nb的作用是两面性的,一方面使材料性能大幅度提高的析出强化作用,另一方面使晶界固定,晶粒细化,达到理想的强度提高。4#钢由于晶粒细化,在560℃回火后具有很好的强度,但如果回火温度提高,析出相的聚集和长大更加严重,尤其是碳氮化物的粗化程度比其他实验用钢更加严重,导致其强度明显下降。

由图13(a)可知,回火温度越高,试样伸长率、断面收缩率越大。温度对Nb元素在实验钢中对于塑性表现的调控规律有显著影响。2#钢在560、620℃回火后表现出明显的高伸长率。590℃回火后3#实验钢具有明显的高伸长率。为使钢材的塑性

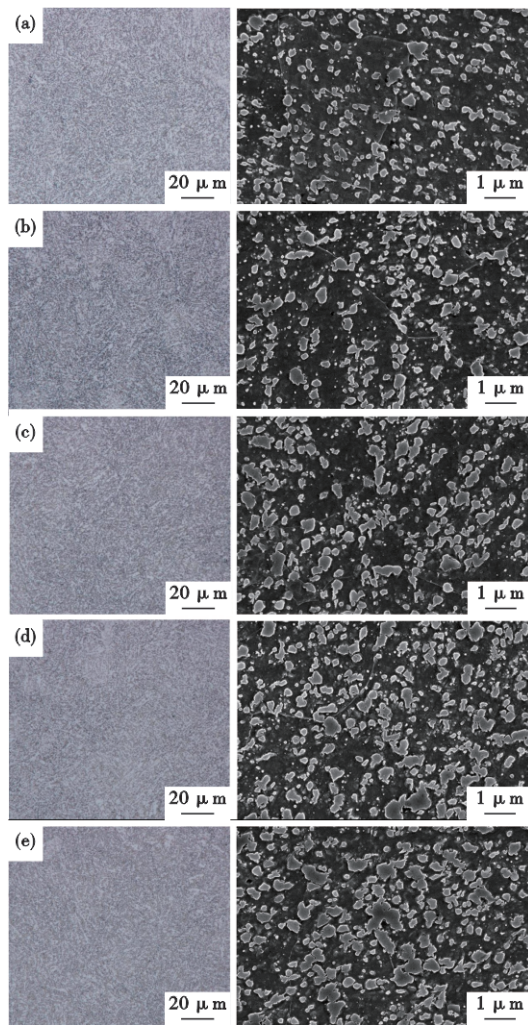


图6 等温球化退火组织的OM照片和SEM照片:(a)0<sup>#</sup>, (b) 1<sup>#</sup>, (c)2<sup>#</sup>, (d)3<sup>#</sup>, (e)4<sup>#</sup>

Fig. 6 OM and SEM photographs of isothermal spheroidized annealed structures : (a)0<sup>#</sup>, (b)1<sup>#</sup>, (c)2<sup>#</sup>, (d)3<sup>#</sup>, (e)4<sup>#</sup>

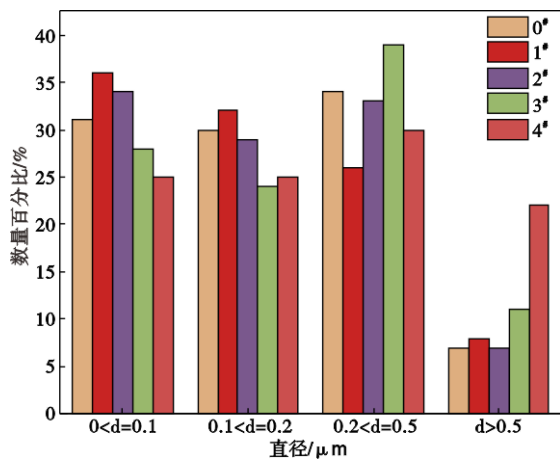


图7 球化退火碳氮化物的直径分布

Fig 7 Diameter distribution of spheroidized annealed carbonitrides

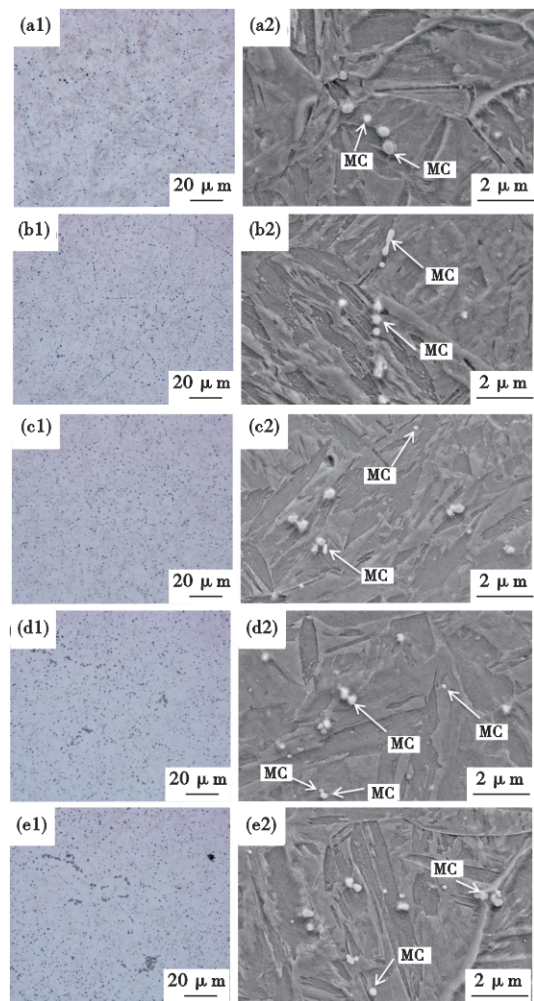


图8 实验钢 1030 °C 淬火后显微形貌图:(a1)(a2)0<sup>#</sup>, (b1) (b2)1<sup>#</sup>, (c1)(c2)2<sup>#</sup>, (d1)(d2)3<sup>#</sup>, (e1)(e2)4<sup>#</sup>

Fig. 8 Micro-morphology of experimental steel after quenching at 1030 °C : (a1)(a2)0<sup>#</sup>, (b1)(b2)1<sup>#</sup>, (c1)(c2)2<sup>#</sup>, (d1)(d2)3<sup>#</sup>, (e1)(e2)4<sup>#</sup>

得到加强,应合理地控制铌的质量分数及回火温度的关系。另外4<sup>#</sup>钢材整体伸长率较小,说明过多添加Nb会造成钢材伸长率的下降。图13(b)为实验钢在不同的回火温度下拉伸断面的收缩率,变化规律与伸长率的变化规律一致。

### 3 结论

1) 由于铌和碳、氮元素之间有很强的亲和结合力,添加Nb会促使凝固过程中生成较大的液析碳氮化物,从而加剧铸态组织中二次枝晶偏析现象。微量Nb加入后,等温球化退火组织中细小球形碳氮化物的生成增多,过量Nb则使片状珠光体颗粒明显增大。淬火处理后含Nb实验钢中生成许多小于100 nm的小尺度碳氮化物,这些小颗粒钉扎奥氏体晶界,抑制晶粒长大。不同的温度进行回火之后,

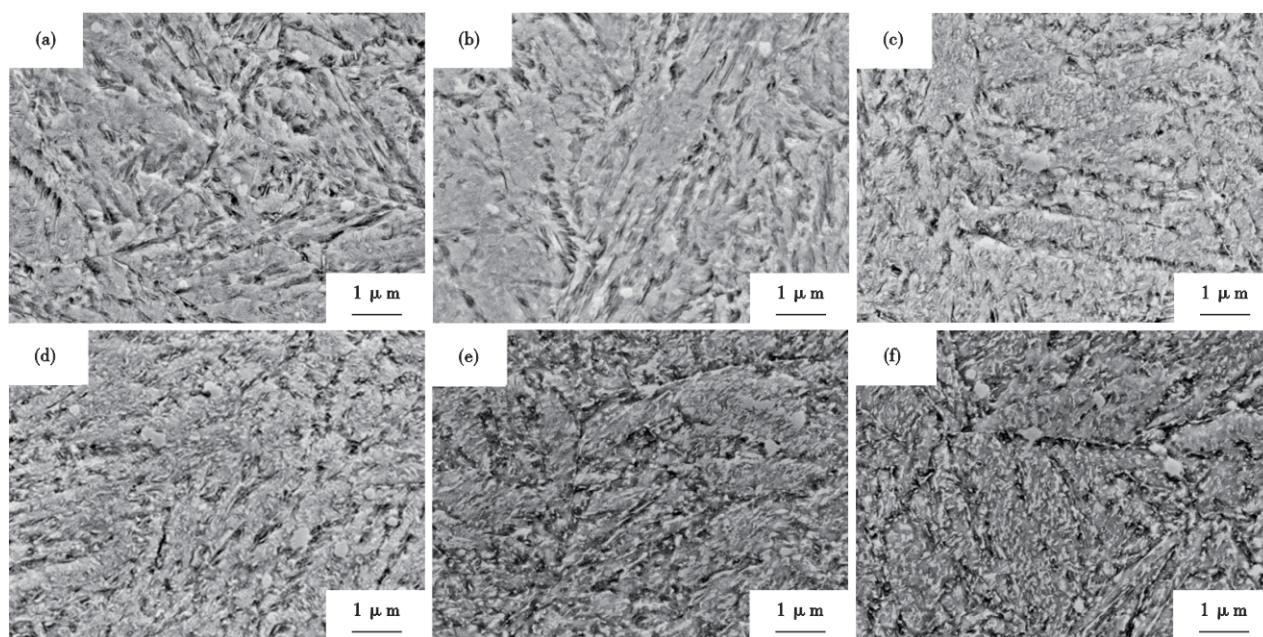


图9 0#和4#钢不同温度回火SEM照片:(a)0#,560 °C;(b)4#,560 °C;(c)0#,590 °C;(d)4#,590 °C;(e)0#,620 °C;(f)4#,620 °C  
 Fig. 9 SEM pictures of 0 # and 4 # steel tempered at different temperatures : (a)0#,560 °C;(b)4#,560 °C;(c)0#,590 °C;(d)4#,590 °C;(e)0#,620 °C;(f)4#,620 °C

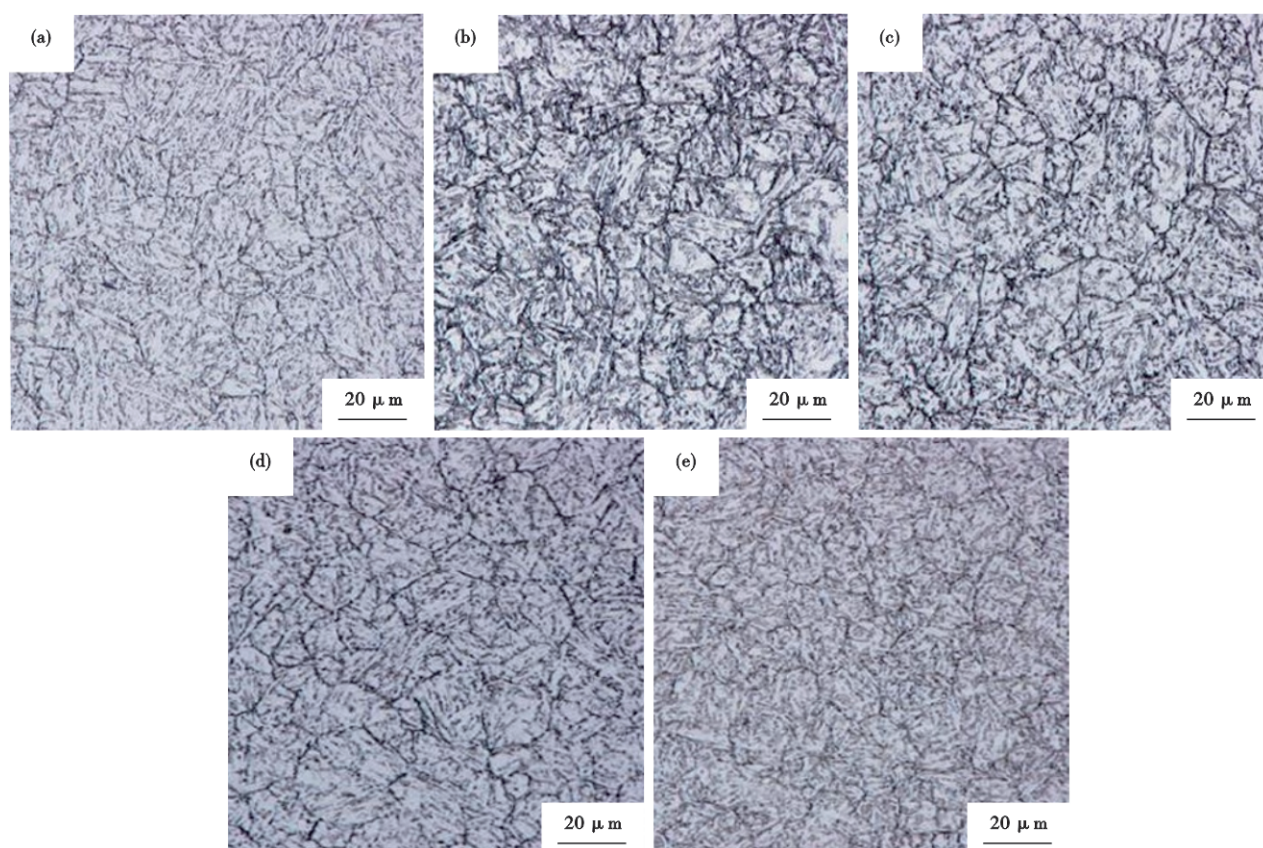


图10 实验钢1030 °C淬火和620 °C回火OM照片:(a)0#, (b)1#, (c)2#, (d)3#, (e)4#  
 Fig. 10 OM photos of experimental steel quenched at 1030 °C and tempered at 620 °C : (a)0#, (b)1#, (c)2#, (d)3#, (e)4#

组织里还存在着淬火时没有溶解下来的碳氮化物。随着回火温度的升高,基体内部微小的沉淀相在晶

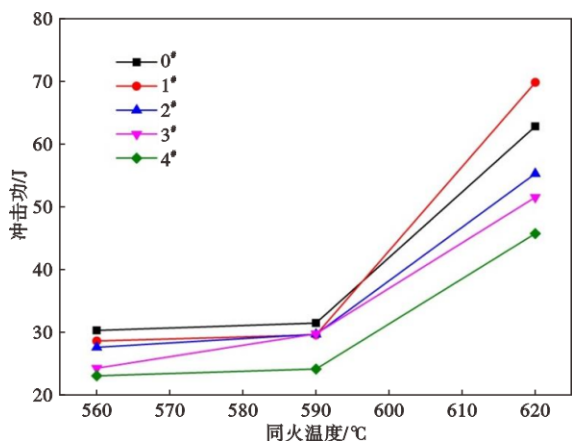


图 11 实验钢的冲击功

Fig. 11 Impact energy of experimental steel

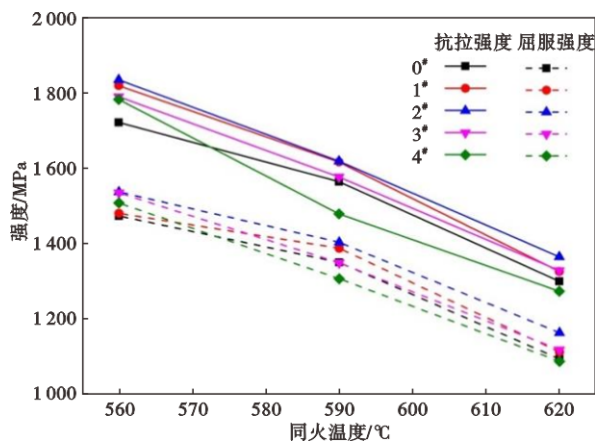


图 12 实验钢的抗拉强度和屈服强度

Fig. 12 Tensile strength and yield strength of experimental steel

界处形成、粗化、长大。加入Nb的实验钢在回火后晶粒度比没有加入Nb的要小。

2)随着Nb含量的提高,实验钢在560、590 °C回火后韧性下降,在620 °C回火后韧性先升后降,强度先增大后减小,在不同的回火温度下,当w[Nb]为0.009%时,强度最高。随Nb含量增加,实验钢的塑性先增后减。在回火处理中,当w[Nb]为0.019%

时,在560、620 °C时具有最好的塑性,而当采用590 °C回火时,当w[Nb]为0.028%时具有最好的塑性。

3)从全面的力学性能评价可知,w[Nb]为0.019%的实验钢表现最好,因此,实验结论明确指出,在DHA钢体系中,w[Nb]的最佳添加为0.019%。

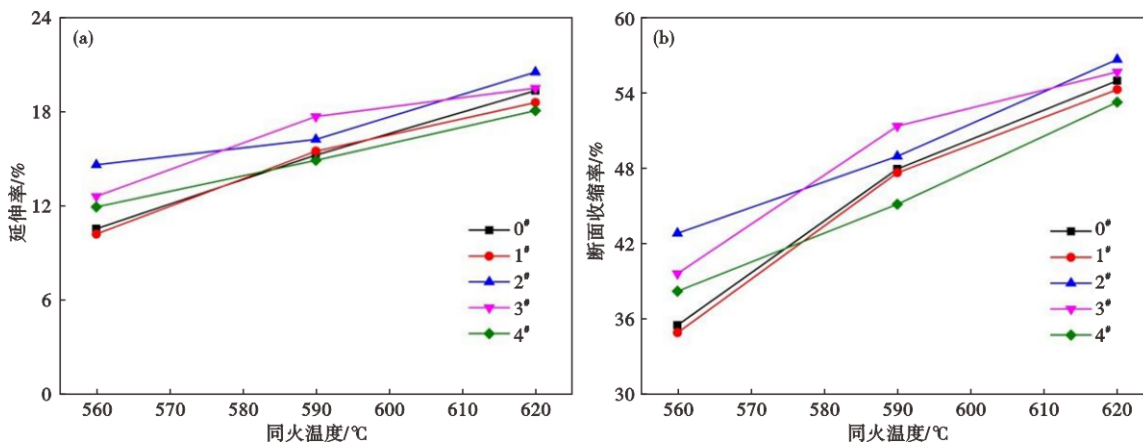


图 13 实验钢的伸长率和断面收缩率:(a)伸长率对比,(b)断面收缩率对比

Fig. 13 Elongation and section shrinkage of experimental steel:(a) elongation comparison, (b)section shrinkage comparison

参考文献

[1] 陶永亮. H13 模具钢表面强化技术种类[C]//中国铸造协会,《铸造工程》杂志社. 智驱铸造新变革 破局行业新挑战——第二十一届中国铸造协会年会论文集. 重庆川仪工程塑料有限公司, 2025:211-215.

[2] 罗秋芳. 模具钢发展现状及市场竞争策略浅析[J]. 冶金经济与管理, 2025(2):51-53.

[3] 韩悦, 赵树国, 徐萌, 等. 热作模具钢研究现状与强化方法综述[J]. 重型机械, 2025(3):25-31.

[4] 胡中潮, 唐永东, 高忠玉, 等. H13 模具钢铝合金工件生产应用现状综述[J]. 模具制造, 2022, 22(2):81-85.

[5] Garcia C I. High Strength Low Alloyed (HSLA) Steels: Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications [M]. Duxford-Cambridge-Kidlington: Woodhead Publishing, 2016.

[6] Martin J W. Precipitation Hardening [M]. xford-Woburn: Butterworth-Heinemann, 1998.

- [7] 李爽, 时彦林, 杨晓彩, 等. 钨钼钒合金化热作模具钢高温回火组织演变[J]. 工程科学学报, 2020, 42(7): 902-911.
- [8] 陈再枝, 蓝德年. 模具钢手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002.
- [9] 陈闽俊. 铌对热作模具钢组织性能的影响研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2020.
- [10] Abson D J, Pargeter R J. Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications[J]. *International Materials Reviews*, 1986, 31(1): 141-196.
- [11] Su X Y, Zhu X S, Fu Y D, et al. Comparative analysis of tribological behavior of 45 steel under intensive quenching-high-temperature tempering and quenching-tempering process [J]. *Applied Sciences*, 2024, 14(13): 5942.
- [12] Tsai S P, Su T C, Yang J R, et al. Effect of Cr and Al additions on the development of interphase-precipitated carbides strengthened dual-phase Ti-bearing steels [J]. *Materials & Design*, 2017, 119: 319-325.
- [13] Li S H, Guo H, Li J W, et al. Carbides precipitation and kinetics of H13 steel subjected to deep cryogenic treatment [J]. *Materials Science and Technology*, 2022, 38(16): 1376-1389.
- [14] Higuera-Cobos O F, Cely-Bautista M M, Muñoz-Bolaños J A. Effect of heat treatment on the microstructural heterogeneity and abrasive wear behavior of ASTM A128 grade C steel [J]. *Materials*, 2024, 17(12): 2884.
- [15] Kipelova A, Belyakov A, Kaibyshev R. The crystallography of M23C6 carbides in a martensitic 9% Cr steel after tempering, aging and creep [J]. *Philosophical Magazine*, 2013, 93(18): 2259-2268.