

· 工艺技术 ·

1Cr11Ni2W2MoV 钢持久性能机理分析及工艺改进

周开明¹, 董晓亮^{2,3}, 张秀丽^{2,3}

(1 江阴兴澄特种钢铁有限公司, 江阴 214429; 2 大冶特殊钢有限公司特冶产品研究所, 黄石 435001; 3 高品质特殊钢湖北省重点实验室, 黄石 435001)

摘要: 对 540 MPa 断裂时间小于 100 h 的真空感应炉冶炼 + 电渣重熔 (Φ600 mm 锭) + 锻造成材工艺生产的 90 mm × 90 mm 1Cr11Ni2W2MoV 钢分析表明: 钢中回火马氏体组织含量不足及马氏体板条间碳化物析出不均匀是导致钢材强度及韧性偏低进而导致持久性能断裂时间小于 100 h 的原因, 通过将锻坯加热温度由 1 130 ~ 1 150 °C 降低到 1 000 ~ 1 020 °C, 锻造 90 mm × 90 mm 钢材的锻造方式由一火次成材变为两火次成材, 终锻温度 ≥ 900 °C, 持久性能试样的回火温度由 660 ~ 680 °C 降低到 600 ~ 620 °C, 使 1Cr11Ni2W2MoV 钢 540 MPa 持久性能断裂时间从 36 ~ 37 h 提高到 146 ~ 148 h。

关键词: 持久性能; 马氏体组织; 碳化物; 回火温度; 终锻温度

Mechanism Analysis and Process Improvement of 1Cr11Ni2W2MoV Steel Durability Performance

Zhou Kaiming¹, Dong Xiaoliang^{2,3}, Zhang Xiuli^{2,3}

(1 Jiangyin Xingcheng Special Steel Works Co., Ltd., Jiangyin 214429; 2 Special Metallurgical Products Research Institute, Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001; 3 Hubei Provincial Key Laboratory of High Quality Special Steel, Huangshi 435001)

Abstract: According to the analysis on 90 mm × 90 mm 1Cr11Ni2W2MoV steel with 540 MPa endurance rupture time less than 100 h produced by vacuum induction furnace smelting + electroslag remelting (Φ600 mm ingot) + forging material process, it is found that insufficient tempered martensite content in the microstructure and uneven carbide precipitation in the martensite lath are the reasons for the low strength and toughness of the steel, which leads to the durability and fracture time of less than 100 h. By decreasing the heating temperature of forging bloom from 1 130 ~ 1 150 °C to 1 000 ~ 1 020 °C, and changing forging method for 90 mm × 90 mm steel bar from once heating-forging to double heating-forging to ensure the end forging temperature ≥ 900 °C, and decreasing the tempering temperature of the durability test specimen from 660 ~ 680 °C to 600 ~ 620 °C, the fracture time of 540 MPa durability of 1Cr11Ni2W2MoV steel is increased from 36 ~ 37 h to 146 ~ 148 h.

Material Index: Durability Performance; Martensitic Structure; Carbide; Tempering Temperature; Final Forging Temperature

1Cr11Ni2W2MoV 钢属于马氏体型耐热不锈钢, 是在低碳的 12% Cr 钢的基础上加入 W、Mo、V 等强化元素, 该钢具有良好的综合力学性能^[1], 被广泛用于制造 600 °C 以下工作的发动机叶片、盘、轴等零部件, 鉴于该材的特殊性, 对该材料的力学性能也有着越来越高的要求^[2]。钢厂在 1Cr11Ni2W2MoV 钢

生产过程中, 常出现持久性能断裂时间小于 100 h 的情况, 严重影响产品质量和生产进度^[3]。通过对该钢持久性能进行了微观结构分析, 探讨持久性能的断裂原因, 对生产工艺进行了优化, 解决了持久性能断裂时间小于 100 h 的问题, 为工业化生产提供了科学参考。

表 1 1Cr11Ni2W2MoV 钢化学成分/%
Table 1 Chemical composition of 1Cr11Ni2W2MoV steel/%

项目	C	Cr	Ni	V	Mo	W	S	P	Si	Mn
试验钢	0.155	11.03	1.70	0.27	0.46	1.76	0.003	0.004	0.43	0.40
标准	0.10 ~ 0.16	10.50 ~ 12.00	1.40 ~ 1.80	0.18 ~ 0.30	0.35 ~ 0.50	1.50 ~ 2.00	≤ 0.020	≤ 0.020	≤ 0.60	≤ 0.60

1 试验钢及性能

1Cr11Ni2W2MoV 钢主要化学成分见表 1 所示。

采用 5 t(Φ660 mm)电渣钢锭锻造成 90 mm × 90 mm 的 1Cr11Ni2W2MoV 钢,钢材 860 °C 保温后 30 °C/h 降温到 680 °C 而后 30 °C/h 炉冷到 300 °C,出炉空冷,在钢材的头部和尾部分别切取 1 支 150 mm 长的料段,在试验室对料段采用图 1 所示的工艺进行热处理。

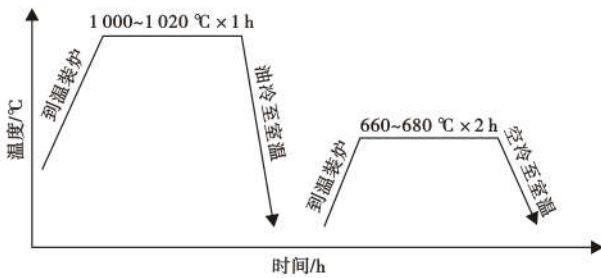


图 1 1Cr11Ni2W2MoV 钢试样热处理制度

Fig. 1 Sample heat treatment system of 1Cr11Ni2W2MoV steel

采用图 1 所示热处理制度对试验钢进行热处理后,在试料头尾部的 1/2 半径处分别加工出持久拉伸和室温拉伸试样($d_0 = 5 \text{ mm}$),10 mm × 10 mm × 55 mm 的 U 型缺口冲击试样,采用 GB/T2039-1997 标准进行持久性能试验,采用 GB/T228-2010 标准进行拉伸试验,采用 GB/T229-2020 标准进行冲击试验^[4],试验结果见表 2。

目前相关标准要求持久性能断裂时间 ≥ 100 h,上述持久性能断裂时间短,不能满足标准要求。

2 试验结果与分析

2.1 组织性能

将上述性能试样磨抛后采用苦味酸、盐酸及酒精溶液进行浸蚀^[5],而后利用光学显微镜进行金相组织分析,利用扫描电镜进行二次电子像分析,具体见图 2(a)(b)所示。

结合试验钢的热处理制度,由图 2(a)可以看出,性能试样二次电子像的基体组织为马氏体板条和

表 2 试验 1Cr11Ni2W2MoV 钢的性能

Table 2 Properties of test 1Cr11Ni2W2MoV steel

抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	断面收缩率/%	冲击功/AKu	持久温度/°C	持久应力/MPa	持久性能断裂时间/h
915,920	810,813	18.5,20.0	63,64	88,89	450	540	36,37

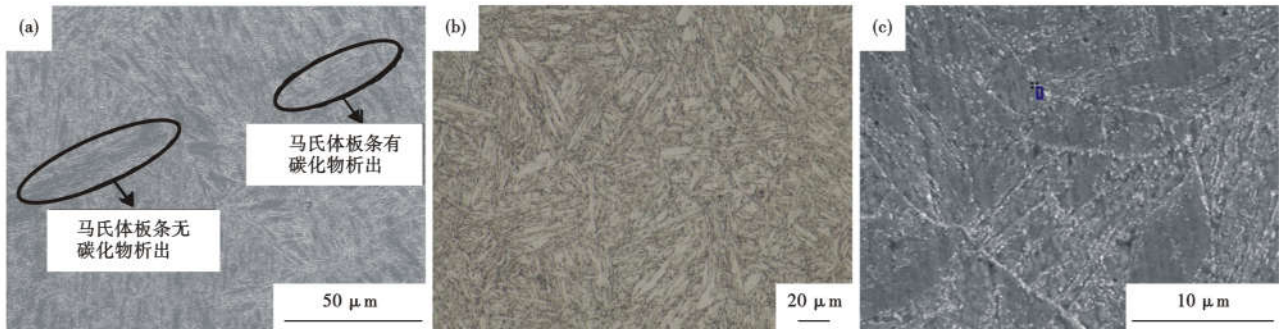


图 2 1000 ~ 1020 °C 1h 油冷 + 660 ~ 680 °C 2 h 空冷处理的 1Cr11Ni2W2MoV 钢组织:(a) SEM 二次电子像;(b)光学;(c)能谱组织形貌

Fig. 2 Structure of 1Cr11Ni2W2MoV steel treated at 1000 ~ 1020 °C for 1 h oil cooling + 660 ~ 680 °C for 2 h air cooling: (a) SEM secondary electron image; (b) optical and (c) energy spectrum microstructure

析出的碳化物,且析出碳化物分布不均匀,部分马氏体板条上无碳化物析出,由图 2(b)可以看出,试样淬火马氏体组织已发生分解,基体组织为回火索氏体 + 少量回火马氏体 + 析出的碳化物^[6],对性能试样的碳化物进行能谱分析。

由能谱分析得知,马氏体板条上析出的碳化物成分为 Fe、Cr、W,属于钢中的二次碳化物^[7],该类碳化物主要在钢材的加工过程及性能试样的热处理

过程中析出。通常是 $M_{23}C_6$ 型碳化物^[8]。

查阅相关文献得知,钢材的持久性能主要取决于钢的强度及韧性,而对于 1Cr11Ni2W2MoV 钢其强度和韧性主要取决于钢材中淬火马氏体组织的分解情况及其组织中二次碳化物的分布情况^[9],由图 2 可以看出,钢中的淬火马氏体组织在回火过程中转化为回火索氏体组织,且钢中的二次碳化物在基体组织上分布不均匀,这种组织及二次碳化物的分

布情况将使钢的强度及韧性降低,进而导致钢材的持久性能断裂时间 < 100 h。

2.2 工艺分析

1Cr11Ni2W2MoV 钢的生产流程为:6 t 真空感应炉冶炼-浇铸 $\Phi 580$ mm 电极-电极退火-电极磨光-电渣重熔冶炼 $\Phi 660$ mm 钢锭-钢锭红送加热-钢锭开坯-锻造 90 mm \times 90 mm 钢材-退火-取样-性能试样热处理-检验,其中锻造 90 mm \times 90 mm 钢材及性能试样热处理为调整钢材中组织及二次碳化物分布的关键环节,所以,改进锻造工艺及热处理制度,可改善钢材中组织及二次碳化物的分布。

对于锻造 90 mm \times 90 mm 钢材环节,改善钢中的组织及碳化物分布情况需要适宜的加热温度及变形方式,经过试验及计算得知 1Cr11Ni2W2MoV 钢的 Ac_1 点为 765 $^{\circ}C$, Ac_3 点为 860 $^{\circ}C$,该钢在 1 000 $^{\circ}C$ 以上时为全奥氏体组织,同时二次碳化物可全部溶入钢中,约 970 $^{\circ}C$ 时会析出二次碳化物。1 050 $^{\circ}C$ 以下加热时晶粒长大倾向较小,1 050 $^{\circ}C$ 以上加热时,晶粒度长大趋势明显,晶粒度的变化决定组织的变化,组织的变化又决定二次碳化物析出的变化。基于上述分析,为了保证钢材的晶粒、组织及二次碳化物析出均匀性,制订合适的加热温度及锻造方式。对于性能试样热处理环节,需要对淬火后的性能试样适当的降低回火温度来增加钢中的回火马氏体组织含量。通过上述分析,对 1Cr11Ni2W2MoV 钢的生产工艺进行改进。

3 改进效果验证

通过上述分析得出,钢材持久性能偏低的原因之一为钢中的碳化物析出不均匀所导致,为了使钢中的碳化物更加均匀析出,需要优化锻造工艺,基于前面所述的钢材的碳化物析出温度点、相转变温度点及晶粒长大温度点,对锻造 90 mm \times 90 mm 钢材的锻造工艺进行了改进,改进前后的工艺参数见表 3 所示。

表 3 1Cr11Ni2W2MoV 钢改进前(a)、后(b)的锻造工艺
Table 3 Forging process of 1Cr11Ni2W2MoV steel before (a) and after (b) of improvement

工艺	工序	第一火	第二火
(a)改进前	加热温度/ $^{\circ}C$	1 130 ~ 1 150	-
	变形方式/mm	$\Phi 500$ 拔长到 90 \times 90	-
	终锻温度/ $^{\circ}C$	800	-
(b)改进后	加热温度/ $^{\circ}C$	1 000 ~ 1 020	1 000 ~ 1 020
	变形方式/mm	$\Phi 500$ 拔长 到 $\Phi 250$	$\Phi 250$ 拔长到 90 \times 90
	终锻温度/ $^{\circ}C$	950	920

由表 3 可以看出,改进工艺后,钢材在 Ac_3 点 860 $^{\circ}C$ 以上锻造两火且终锻温度均在 970 $^{\circ}C$ 以下,钢材的加热温度由 1 130 ~ 1 150 $^{\circ}C$ 降低到 1 000 ~ 1 020 $^{\circ}C$ 。

同时对两次锻造方式的过程锻造温度进行温度场模拟分析,结果见图 3 所示:

由图 3 可以看出,改进工艺后材料的过程锻造

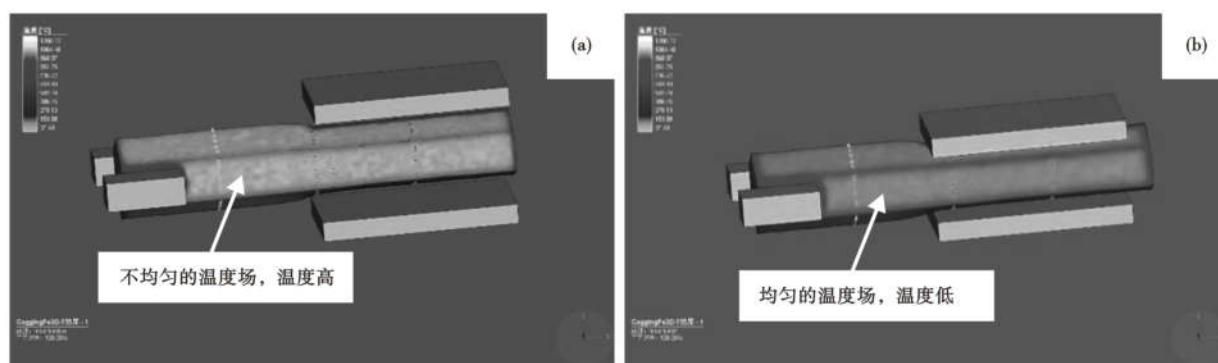


图 3 1Cr11Ni2W2MoV 钢锻坯温度场模拟分析:(a)改进前和(b)改进后

Fig. 3 Temperature field simulation analysis on forging billet of 1Cr11Ni2W2MoV steel before (a) and after (b) of improvement

温度较低,且温度场更均匀,这种状态更有利于钢中二次碳化物的析出。

通过上述分析同时得出,钢材持久性能偏低的原因之一为钢中的回火马氏体组织含量较少,回火索氏体含量较多,为了改善钢中的组织含量,对性能

试样的热处理方式进行了改进,见表 4 所示。

由表 4 可以看出,改进热处理工艺后,性能试样的回火温度降低。

对改进后工艺生产的 90 mm \times 90 mm 1Cr11Ni2W2MoV 钢按改进前的试验方式进行性能

表 4 1Cr11Ni2W2MoV 钢改进前 (a) 和改进后 (b) 的热处理工艺参数

Table 4 Heat treatment process parameters of 1Cr11Ni2W2MoV steel before (a) and after (b) of improvement

工艺	工序	淬火	回火
(a) 改进前	加热温度/℃	1 000 ~ 1 020	660 ~ 680
	保温时间/min	60	120
(b) 改进后	加热温度/℃	1 000 ~ 1 020	600 ~ 620
	保温时间/min	60	120

检验,具体见表 5 所示。

由表 5 可以看出,改进工艺后生产的 90 mm × 90 mm 1Cr11Ni2W2MoV 钢的强度和韧性均大幅度提高,同时持久性能断裂时间 ≥ 100 h,对性能试样侵蚀后,利用光学显微镜进行金相组织分析,利用扫描电镜进行二次电子像分析,分析结果见图 4 所示。

由图 4(a) 可以看出,性能试样二次电子像的基体组织为马氏体板条和析出碳化物,且析出碳化物

表 5 工艺改进后 1Cr11Ni2W2MoV 钢性能

Table 5 1Cr11Ni2W2MoV steel performance after process improvement

抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	断面收缩率/%	冲击功/AKu	持久温度/℃	持久应力/MPa	持久性能断裂时间/h
970,982	830,831	19,20	63,64	123,124	450	540	146,148

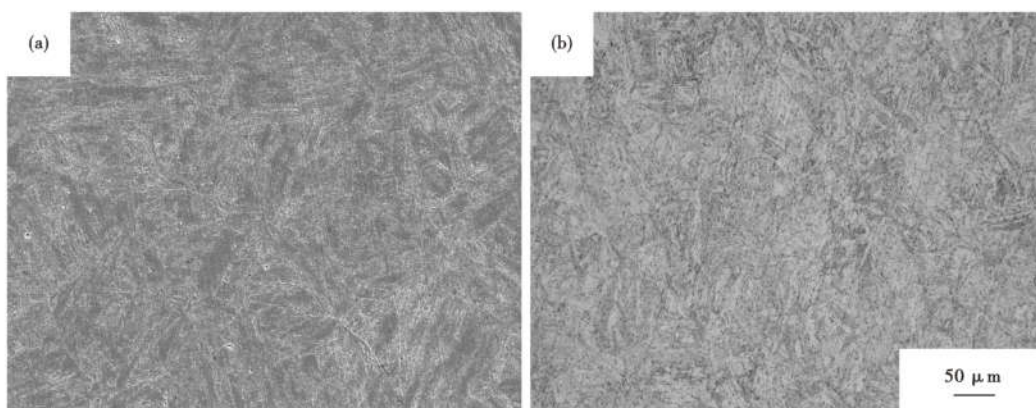


图 4 工艺改进后 1 000 ~ 1 020 ℃ 1 h 油冷 + 600 ~ 620 ℃ 2 h 空冷处理的 1Cr11Ni2W2MoV 钢组织:(a) SEM 二次电子像;(b) 光学

Fig. 4 Structure of 1Cr11Ni2W2MoV steel after process improvement treated at 1 000 ~ 1 020 ℃ for 1 h oil cooling + 600 ~ 620 ℃ for 2 h air cooling: (a) SEM secondary electron image; (b) optical

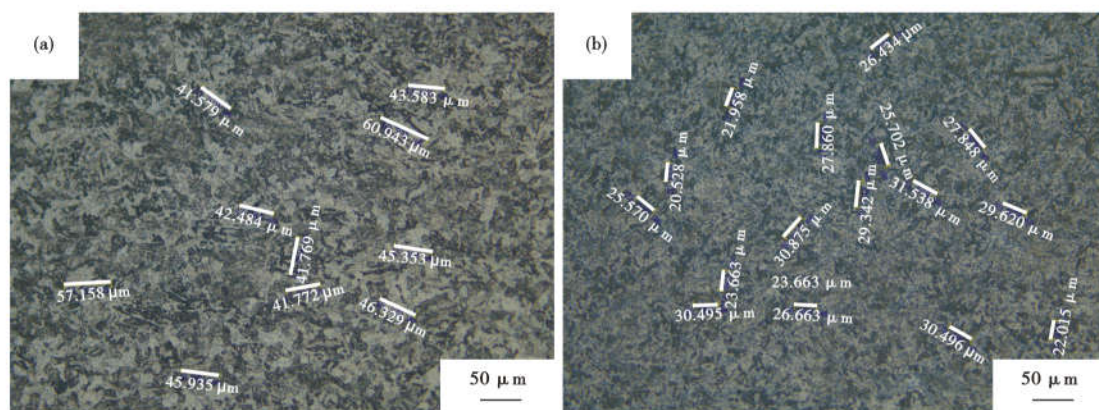


图 5 退火 1Cr11Ni2W2MoV 钢晶粒度图片:(a) 改进前和(b) 改进后

Fig. 5 Grain size picture of annealed 1Cr11Ni2W2MoV steel: (a) before improvement and (b) after improvement

均匀分布在马氏体板条上,由图 4(b) 可以看出,性能试样中淬火马氏体发生分解,基体组织为回火马氏体 + 少量回火索氏体 + 析出碳化物。

另对改进锻造工艺前和改进锻造工艺后生产钢

材的退火态试样进行了晶粒度尺寸(马氏体板条长度)及二次碳化物分析,分析结果见图 5 所示。

由图 5 可以看出,改进锻造工艺前晶粒度的尺寸(马氏体板条长度)在 40 ~ 50 μm,且弥散分布的

二次碳化物较少,改进锻造工艺后晶粒度的尺寸(马氏体板条长度)在 20 ~ 30 μm 且存在大量的、弥散分布的二次碳化物,这种组织将有效提升钢材的持久性能。

上述钢材组织改善的原因为:(1)锻造温度在 Ac₃ 点 860 °C 以上锻造两火且终锻温度均在 970 °C 以下,可以使二次碳化物在未发生组织转变的奥氏体中更加均匀析出,另在 1 000 ~ 1 020 °C 加热钢材晶粒度的长大倾向较小,可以保证钢材组织和二次碳化物分布更加均匀,进而提升钢材的性能;(2)性能试样的回火温度降低,可以减少淬火马氏体组织的分解量,增加钢中的回火马氏体组织含量,提高钢材的性能指标。

4 结论

(1) 显微组织中回火马氏体组织含量不足及马

氏体板条间碳化物析出不均匀是导致钢材强度及韧性偏低进而导致持久性能断裂时间 < 100 h 的原因。

(2) 在进行了系列分析后,找到了该钢持久性能下降的原因,对原工艺进行了改进,具体为锻造 90 mm × 90 mm 钢材的加热温度由 1 130 ~ 1 150 °C 降低到 1 000 ~ 1 020 °C,锻造 90 mm × 90 mm 钢材的锻造方式由一火次成材变为两火次成材,保证终锻温度 ≥ 900 °C,持久性能试样的回火温度由 660 ~ 680 °C 降低到 600 ~ 620 °C,使显微组织中回火马氏体含量升高,马氏体板条间二次碳化物析出均匀。

(3) 改进工艺后,钢材的强度和韧性提高,持久性能断裂时间 ≥ 100 h。

参考文献

[1] 李波,周鹏,唐军. 1Cr11Ni2W2MoV 热处理工艺开发[J]. 锻造与冲压,2019(19):41-43.

[2] 王风. 热处理工艺参数对 13Cr11Ni2W2MoV 渗氮组织及性能的影响[J]. 中国新技术新产品,2019(24):22-23.

[3] 刘振宝,梁剑雄,杨志勇,等. 高强度不锈钢的研究及发展现状[J]. 金属学报,2020,56(4):549-557.

[4] 王晓辉,刘振宝,孙永庆,等. Custom450 不锈钢的动态再结晶行为[J]. 钢铁研究学报,2021,33(7):627-633.

[5] 冷焕辉,罗海文,王晓辉,等. 多向锻造对超高强度钢组织及力学性能影响[J]. 中国冶金,2021,31(6):26-33.

[6] 彭伟,高新强,范增为,等. 纯铁的特征及高纯化发展[J]. 钢铁,2021,56(12):109-118.

[7] 赵海东,刘佳兴,张朝磊. 矿用高强度链环钢 23MnNiMoCr54 奥氏体晶粒长大行为的研究[J]. 特殊钢,2021,42(2):10-13.

[8] 黄镇. 终轧温度对热轧中碳含硼钢 40B 实际晶粒度的影响[J]. 特殊钢,2020,42(2):58-60.

[9] 申文君,成国光,侯雨阳. 国内外 2205 双相钢连铸坯凝固组织及碳偏析分析[J]. 中国冶金,2020,30(11):29-34.

关于认准《特殊钢》网址、防范假冒网站的声明

《特殊钢》杂志由中信泰富特钢集团旗下大冶特殊钢有限公司主管和主办,由《特殊钢》编辑部负责运营,是全国特殊钢行业知名的综合性科技刊物(双月刊);《特殊钢》杂志于 1980 年创刊发行,国际标准刊号为 ISSN1003-8620,国内统一刊号为 CN42-1243/TF。

近期,编辑部发现网络上存在大量假冒《特殊钢》杂志的网页,为维护我刊良好声誉和广大作者、读者的权益,本社郑重声明如下:

(一) www. specialsteeljournal. com 为《特殊钢》杂志的唯一网址,备案号为鄂 ICP 备 2022000839 号,请广大作者、读者使用《特殊钢》网址进行投稿、订阅、论文免费下载等操作。

(二) 除维普、万方、知网为本社授权合作网站,具有数字化复制权、发行权、汇编权、翻译权、信息网络传播权、版式设计专有权,其余网站皆未经本社授权,无权从事相关内容的刊登、收费阅读,承揽稿件,承接广告等行为,请广大作者、读者提高警惕,注意甄别,谨防受骗,由此造成的一切损失和后果,本编辑部不承担任何经济 and 法律责任;同时也鼓励向本编辑部进行举报相关侵权线索。

(三) 未经授权网站请于 2022 年 3 月 31 日前自行将与《特殊钢》杂志相关的内容撤除,逾期仍存在涉嫌侵害著作权、名誉权的单位或个人,本编辑部保留进一步发函、举报、诉讼等法律手段进行维权,必要时上报公安机关依法追究刑事责任。

《特殊钢》编辑部