

## YG1900 超高强度钢性能指标离散机理分析及工艺改进

董晓亮<sup>1</sup> 张秀丽<sup>1</sup> 许广鹏<sup>1</sup> 郑振宇<sup>2</sup> 曹 广<sup>2</sup> 廖 凯<sup>3</sup>

(1 大冶特殊钢有限公司特冶产品研究所, 黄石 435001; 2 高品质特殊钢湖北省重点实验室, 黄石 435001; 3 黄石市产品质量监督检验所, 黄石 435000)

**摘 要** 6 t 真空感应 + 6 t 真空自耗双真空工艺冶炼 + 锻造成材工艺生产的  $\Phi 200$  mm YG1900 超高强度钢, 在性能检测时发现性能指标有离散现象。本文对性能指标离散的试样显微组织进行扫描电镜及电子探针分析, 结果表明: 由于 W、Mo 偏析使组织中碳化物偏聚是导致性能指标离散的原因。将真空自耗冶炼熔速由 4 ~ 5 kg/min 降低到 3 ~ 4 kg/min, 锻造钢锭均质化温度由 1 200 ~ 1 220  $^{\circ}\text{C}$  提高到 1 230 ~ 1 250  $^{\circ}\text{C}$ , 锻造生产总锻比由 24 ~ 30 增加到 50 ~ 56, 通过工艺改进后改善了 YG1900 超高强度钢性能指标离散问题。

**关键词** YG1900 超高强度钢 性能 偏析

## Mechanism Analysis and Process Improvement of YG1900 Ultra-High-Strength Steel's Non-Uniform Properties

DONG Xiao-liang<sup>1</sup>, ZHANG Xiu-li<sup>1</sup>, XU Guang-peng<sup>1</sup>, ZHENG Zhen-yu<sup>2</sup>, CAO Guang<sup>2</sup>, LIAO Kai<sup>3</sup>

(1 Daye Special Steel Co Ltd. Special Metallurgical Products Research Institute, Huangshi 435001;

2 Hubei Provincial Key Laboratory of High-quality Special Steel, Huangshi 435001;

3 Huangshi Product Quality Supervision and Inspection Institute, Huangshi 435000)

**Abstract** During performance testing of  $\Phi 200$  mm YG1900 ultra-high strength steel produced by 6 t VIM + 6 t VAR double vacuum process smelting + forging material process, the uneven performance is found. In this paper, the scanning electron microscopy and electron probe analysis are carried out on the microstructure of samples with uneven performance. the result shows that the segregation of carbides in structure caused by the segregation of W and Mo is the reason of uneven performance. After conducting a series of measurement by reducing the melting rate of vacuum consumable smelting from 4 ~ 5 kg/min to 3 ~ 4 kg/min, increasing the homogenization temperature of forged steel ingots from 1 200 ~ 1 220  $^{\circ}\text{C}$  to 1 230 ~ 1 250  $^{\circ}\text{C}$ , and increasing the total forging ratio of forging production increased from 24 ~ 30 to 50 ~ 56, the problem of uneven performance of YG1900 ultra-high-strength steel is improved after process improvement.

**Material Index** Ultra-High-Strength Steel YG1900, Performance, Segregation

YG1900 钢属于新型高合金沉淀硬化钢, Cr、Mo 等碳化物形成元素含量较高, 高温回火后产生强烈的沉淀强化效应, 从而获得超高强度及良好的热稳定性、疲劳性、优异的强韧性匹配及耐蚀性等。由于钢中含有 Cr、Mo、Co 等多种碳化物形成元素, 所以钢在凝固过程中易于产生成分偏析和共晶碳化物, 所以对合金元素和组织的均匀化控制显得尤为重要<sup>[1]</sup>。钢厂在对 YG1900 钢生产过程中发现钢材存在性能指标离散的情况, 因此, 对钢材进行了扫描电镜及电子探针分析, 并根据分析结论对钢材的生产工艺进行了改进, 最终使钢材性能均匀。

### 1 试验钢及性能

YG1900 钢主要化学成分见表 1 所示。

采用 6 t 真空感应 + 6 t 真空自耗 + 锻造成材的工艺生产的 3 t ( $\Phi 508$  mm) YG1900 钢锭, 真空自耗采用 4 ~ 5 kg/min 熔速控制, 锻造采用 1 180  $^{\circ}\text{C}$  保温 3 h, 在 45MN 快锻机锻造成材, 开锻温度 1 020  $^{\circ}\text{C}$ , 终锻温度 800  $^{\circ}\text{C}$ , 锻造  $\Phi 200$  mm 直径钢材后空冷到室温, 而后进行退火, 退火温度 680  $^{\circ}\text{C}$ , 保温时间 20 h。退火出炉后, 在钢材的头部和尾部分别切取 1 支 200 mm 长的试样, 在实验室对试样采用图 1 所示的三

表 1 YG1900 钢的化学成分/%  
Table 1 Chemical composition of YG1900 steel/%

项目	C	Cr	Ni	V	Mo	Co	W	S	P	Si	Mn
试验钢	0.16	4.0	7.0	0.60	6.0	12.0	0.7	0.002	0.004	0.06	0.03
标准	0.12 ~ 0.19	3.5 ~ 5.5	6.0 ~ 8.0	0.50 ~ 0.70	5.0 ~ 7.0	11.0 ~ 14.0	0.5 ~ 0.8	$\leq 0.010$	$\leq 0.010$	$\leq 0.10$	$\leq 0.10$

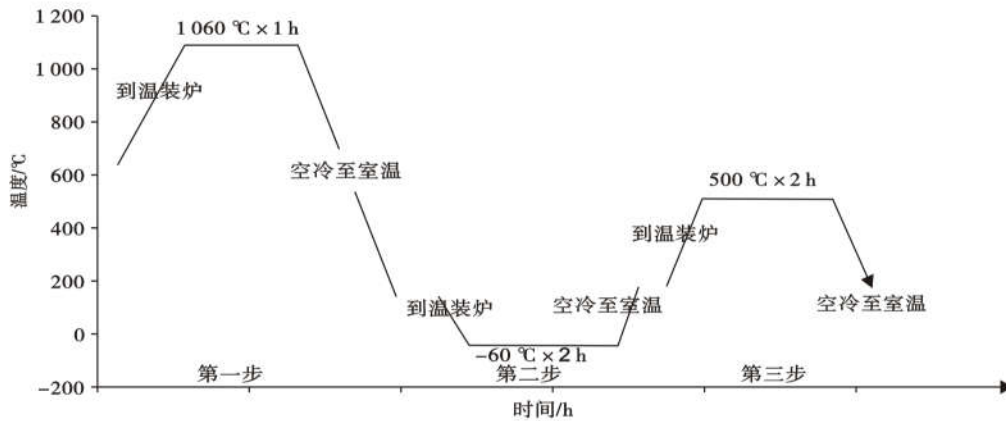


图1 试样热处理工艺

Fig.1 Sample heat treatment process

步热处理工艺,第一步 1 060 °C,1 h 淬火、第二步 -60 °C,2 h 深冷处理及第三步 500 °C,2 h 回火。

采用图 1 所示热处理工艺对试验钢进行热处理后,在试样头尾部的 1/2 半径处分别加工出Φ10 mm 的拉伸试样和 20 mm × 40 mm × 180 mm 的断裂韧性试样,用 GB/T228-2010 标准进行拉伸试验,用 GB/T4161-2007 标准进行断裂韧性检测,指标如表 2 所示。

由表 2 可以看出,抗拉强度最大值与最小值相差 117 MPa,屈服强度最大值与最小值相差 27 MPa;断裂韧性最大值与最小值相差 24 MPa·m<sup>1/2</sup>,性能指标离散性比较大。

## 2 试验分析

试验钢上取 15 mm × 15 mm 金相试样,磨抛后

表 2 改进前 YG1900 钢性能

Table 2 YG1900 steel performance before improvement

R <sub>m</sub> /MPa	R <sub>p0.2</sub> /MPa	A/%	Z/%	K <sub>IC</sub> /(MPa·m <sup>1/2</sup> )
1994~2111	1787~1814	11.1~12.5	58.9~62.5	72~96

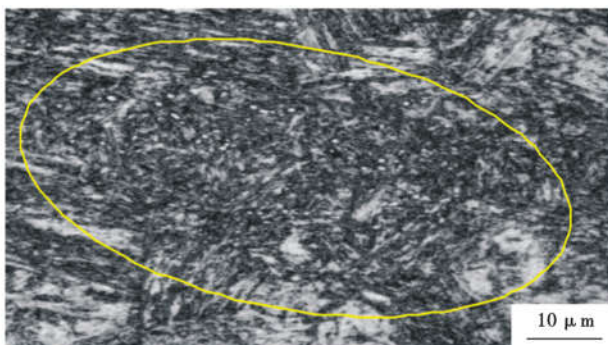


图2 YG1900 钢 1 060 °C 淬火,-60 °C 冷处理,500 °C 回火的组织形貌

Fig.2 Morphology of structure of YG1900 steel quenched at 1 060 °C, cold-treated at -60 °C and tempered at 500 °C

用苦味酸、盐酸及酒精溶液进行浸蚀,而后进行金相组织分析,如图 2 所示。

由图 2 可以看出,在马氏体基体上存在不均匀分布且聚集的未溶碳化物。对拉伸试样的断口进行扫描电镜分析,如图 3 所示。

由图 3 可以看出,拉伸试样断口为典型的韧窝断口,韧窝底部存在较多的碳化物颗粒。能谱分析表明,与基体成分(见表 1)相比,碳化物颗粒中 Mo 和 W 含量明显高于基体含量,通过白亮态,形状规则的碳化物的形态观察,为 M<sub>6</sub>C 型一次碳化物<sup>[2]</sup>。后面对试样进行了电子探针线扫描分析,分析结果为:Mo 元素 X 射线强度计数为 400~650,W 元素 X 射线强度计数为 150~250,Mo 偏析比较严重,可以推断出钢中形成不均匀分布且聚集未溶碳化物的主要原因,是由于 Mo、W 偏析引起其余元素聚集所导致<sup>[3]</sup>。

## 3 机理分析

由试验结果可知,钢中存在不均匀且集中分布的 M<sub>6</sub>C 型一次碳化物。一次碳化物的存在表明钢

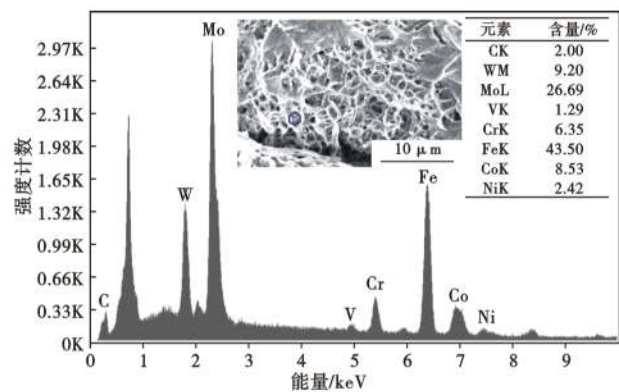


图3 YG1900 钢拉伸断口碳化物扫描电镜分析

Fig.3 Scanning electron microscope picture analysis of carbides in tensile fracture of YG1900 steel

中存在严重的枝晶偏析。未溶碳化物及成分偏析严重降低钢的韧性和塑性,并使抗拉强度、屈服强度和断裂韧性指标波动较大,Mo、W、V 是 YG1900 钢中偏析倾向较大的合金元素,钢液凝固过程中枝晶偏析导致枝晶间的液相中 C 及合金元素含量偏高,从而发生伪共晶相变而形成共晶碳化物,采用电子探针分析了钢中合金元素的分布情况,发现 Mo、W 偏析比较严重,如图 3 所示。Mo 是钢中主要的沉淀强化元素,Mo 偏析直接影响钢的强度和韧性,所以解决 Mo 偏析及其偏析所形成的不均匀且集中分布的碳化物,可使钢材的性能指标变得均匀<sup>[4]</sup>。

#### 4 工艺改进

YG1900 钢的生产工艺流程为:6 t 真空感应炉冶炼-浇铸  $\Phi 410$  mm 电极-电极退火-电极车光-6 t 真空自耗炉重熔冶炼  $\Phi 508$  mm 钢锭-钢锭退火-钢锭车光-钢锭均质化-锻造成材-退火。其中真空自耗重熔为钢锭最终凝固的冶炼工序,所以改善真空自耗重熔的钢锭质量即可解决钢材中 Mo 含量的偏析,改善钢锭均质化及锻造成材效果,是改善钢中不均匀且集中分布的碳化物的重要环节<sup>[5]</sup>。

减轻真空自耗钢锭的偏析程度需要使金属冶炼过程中的熔池深度变浅,而真空自耗钢锭的熔池深

度变浅的条件为降低真空自耗电电极的熔化速度(熔速)和增强钢锭的冷却系统,钢锭的冷却系统一般受设备条件控制不易改变,所以降低真空自耗电电极的熔化速度(熔速)是使熔池深度变浅的主要因素<sup>[6]</sup>。资料介绍,在钢锭中的析出物(相)的析出温度下进行均质化处理,可以使钢中的析出物(相)更加均匀,而  $M_6C$  型一次碳化物的析出温度较高,所以提高钢锭的均质化温度可以使钢锭中的析出物更加均匀。另锻造加工过程中使枝晶状偏析充分的变形及碎化,而后进行回复及再结晶可使试验钢组织更加均匀<sup>[7]</sup>,所以锻造过程中应增加锻造比。通过工艺分析,对 YG1900 钢的生产工艺进行改进。

真空自耗熔炼过程随着钢锭自重增加熔速的变化如表 3 所示。

由表 3 可以看出,工艺改进后的熔速为 3 ~ 4 kg/min,低于改进前的 4 ~ 5 kg/min,随着熔炼过程中熔速的降低,熔池深度会变得越来越浅,钢锭的偏析程度会得到明显改善。

钢锭加热温度由 1 200 ~ 1 220 °C 升高到 1 230 ~ 1 250 °C,改进后钢锭中的析出相(物)更加均匀分布,试验钢中组织和碳化物更加均匀<sup>[8]</sup>。

YG 1900 钢  $\Phi 508$  mm 的真空自耗钢锭经均质

表 3 YG1900 钢真空自耗熔速工艺改进  
Table 3 Vacuum consumable melting rate process improvement for YG1900 steel

钢锭重量/t	原工艺			改进工艺		
	熔速/(kg·min <sup>-1</sup> )	电流/A	电压/V	熔速/(kg·min <sup>-1</sup> )	电流/A	电压/V
0.5~1	4.2~4.3	8 000~8 200	24.2~24.5	3.2~3.8	7 500~7 800	24.3~24.5
1~1.5	4.1~4.7	7 900~8 500	23.8~24.4	3.4~3.8	7 600~7 800	24.2~24.5
1.5~2	4.1~4.3	7 900~8 200	23.8~24.5	3.5~3.9	7 700~7 850	24.3~24.4
2~2.5	4.2~4.6	8 000~8 400	23.9~24.2	3.6~3.8	7 750~7 800	24.5~24.7
2.5~3	4.1~4.3	7 900~8 200	24.2~24.4	3.3~3.7	7 550~7 800	24.3~24.6

化处理后,炉冷到 1 150 ~ 1 180 °C 进行锻造,具体工艺参数见表 4 和表 5 所示。

由表 4 和表 5 可以看出,工艺改进后的总锻造比大幅度增加,开锻温度 1 020 °C,终锻温度 800 °C,锻造比的增加有利于枝晶状偏析的碎化及组织再结晶,使钢锭的组织更加均匀,锻造后的试验钢进行 680 °C 保温 20 h,空冷。

#### 5 改进工艺后效果验证

工艺改进后生产的 YG1900 钢按改进前的试验方式进行拉伸和断裂韧性检验,如表 6 所示。

试验结果可以看出,抗拉强度最大值与最小值相差 16 MPa,屈服强度最大值与最小值相差 10 MPa;

表 4 YG1900 钢  $\Phi 508$  mm 真空自耗锭改进前锻造工艺  
Table 4 Forging process for YG1900 steel  $\Phi 508$  mm vacuum arc remelting ingot before improvement

工序	钢锭直径变化/mm	总锻造比
镦粗	$\Phi 508 \sim \Phi 720$	
拔长	$\Phi 720 \sim \Phi 400$	
拔长	$\Phi 400 \sim \Phi 200$	24 ~ 30

表 5 YG1900 钢  $\Phi 508$  mm 真空自耗锭改进后锻造工艺  
Table 5 Forging process for YG1900 steel  $\Phi 508$  mm vacuum arc remelting ingot after improvement

工序	钢锭直径变化/mm	总锻造比
镦粗	$\Phi 508 \sim \Phi 720$	
拔长	$\Phi 720 \sim \Phi 508$	
镦粗	$\Phi 508 \sim \Phi 720$	
拔长	$\Phi 720 \sim \Phi 400$	
拔长	$\Phi 400 \sim \Phi 200$	50 ~ 56

表 6 工艺改进后 YG1900 钢性能

Table 6 YG1900 steel performance after process improvement

$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A/%	Z/%	$K_{IC}$ / (MPa·m <sup>1/2</sup> )
2 055 ~ 2 071	1 853 ~ 1 863	11.7 ~ 13.0	60.2 ~ 61.8	90.39 ~ 92.40

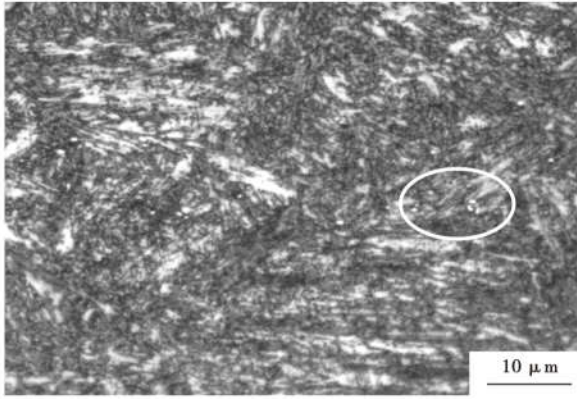


图 4 工艺改进后 YG1900 钢 1 060 °C 淬火, -60 °C 冷处理, 500 °C 回火的组织形貌

Fig. 4 Morphology of structure of YG1900 steel quenched at 1 060 °C, cold-treated at -60 °C and tempered at 500 °C, after process improvement

断裂韧性最大值与最小值相差 2.01 MPa·m<sup>1/2</sup>, 性能指标离散性比工艺改进前减小, 同时对试验钢进行电子探针线扫描分析, 结果为: Mo 元素 X 射线强度变化计数为 260 ~ 300, W 元素 X 射线强度变化计数为 60 ~ 80, 与工艺改进前相比更加均匀, 钢中的未溶碳化物细小, 组织更加均匀, 如图 4 所示。

### 6 结论

(1) YG1900 钢的性能指标离散形成原因为

Mo、W 偏析而使组织中碳化物偏聚所导致的。

(2) 改进原生产工艺, 将真空自耗冶炼熔速由 4 ~ 5 kg/min 降低到 3 ~ 4 kg/min, 锻造钢锭均质化温度由 1 200 ~ 1 220 °C 提高到 1 230 ~ 1 250 °C, 锻造生产总锻造比由 24 ~ 30 增加到 50 ~ 56, 改善了 Mo、W 偏析及组织中碳化物聚集的现象。

(3) 工艺改进后, YG1900 钢中的碳化物及组织均匀, 性能指标优异。

### 参考文献

[1] 马开道, 马 琨. 稀有金属真空熔铸技术及其设备设计[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2011.  
 [2] 赵 品, 谢辅洲, 孙振国. 材料科学基础教程[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2003.  
 [3] 王 慧. 金属材料冶炼工艺学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995.  
 [4] 姜 越, 尹钟大, 朱景川. 马氏体时效不锈钢的发展现状[J]. 特殊钢, 2003, 24(3): 1-5.  
 [5] 罗文英, 蒋 静. 18Ni 马氏体时效钢循环相变细晶工艺研究[J]. 热加工工艺, 2012, 41(16): 194-196.  
 [6] 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.  
 [7] 王晓辉, 刘振宝, 王长军, 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.  
 [8] 冷焕辉, 罗海文, 梁剑雄, 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.

董晓亮(1988-), 男, 工程师, 2009 年辽宁科技大学(本科)毕业, 不锈钢高强度钢品种开发和研究。  
E-mail: 15904138194@126.com

收稿日期: 2021-09-12

《特殊钢》杂志官方投稿网站

www.specialsteeljournal.com

地址: 湖北省黄石市黄石大道 316 号、大冶特殊钢股份有限公司《特殊钢》杂志社

邮编: 435001 咨询电话: 15961618632 0714-6297386 6297313

《特殊钢》编辑部邮箱: E-mail: tsghs@sina.com, tsghs@citicsteel.com