



YG1500 高强度不锈钢冶炼及锻造工艺对组织及断裂韧性的影响

董晓亮^{1,2}, 王显华^{1,2}, 杨鹏^{1,2}, 张秀丽^{1,2}, 许广鹏^{1,2}, 伍祎^{1,2}, 谢谱^{1,2}

(1 大冶特殊钢有限公司特种不锈钢研究所, 黄石 435000; 2 高品质特殊钢湖北省重点实验室, 黄石 435001)

摘要:真空感应+真空自耗+锻造工艺生产的 $\phi 300$ mm直径的YG1500高强度不锈钢,借助Meltflow-VAR软件进行了4.0~5.0 kg/min的真空自耗熔炼速度与一次枝晶间距的模拟分析,通过Gleeble压缩实验进行了950~1100 °C下0.1 s⁻¹和1 s⁻¹的压缩实验,最终选用真空自耗熔炼速度为4.2 kg/min,锻造加热温度为1100、1040 °C,锻造应变速率为0.1、1 s⁻¹进行工业化生产实验,生产的 $\phi 300$ mm棒材经过金相组织、晶界角度及力学性能检验分析,结果表明,锻造采用1040 °C加热,锻造应变速率为0.1 s⁻¹工艺生产的YG1500钢断裂韧性可达到105~115 MPa·m^{1/2},比采用1100 °C加热,锻造应变速率为0.15 s⁻¹工艺生产的YG1500钢断裂韧性强20~30 MPa·m^{1/2},同时,该工艺下钢中的马氏体板条更加均匀细小,钢中的大小角度晶界数量更多。

关键词:高强度不锈钢; 断裂韧性; 马氏体板条; 晶界

DOI:10.20057/j.1003-8620.N250510 **中图分类号:**TG141

Effect of YG1500 High Strength Stainless Steel Smelting and Forging Process on Microstructure and Fracture Toughness

Dong Xiaoliang^{1,2}, Wang Xianhua^{1,2}, Yang Peng^{1,2}, Zhang Xiuli^{1,2}, Xu Guangpeng^{1,2}, Wu Yi^{1,2}, Xie Pu^{1,2}

(1 Institute of special stainless steel, Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435000, China; 2 Hubei Provincial Key Laboratory of High-quality Special Steel, Huangshi 435001, China)

Abstract: The $\phi 300$ mm diameter YG1500 high strength stainless steel was produced by VIM + VAR + forging process, the simulation analysis of the vacuum self-consumption melting speed and the primary dendrite spacing was carried out by Meltflow-VAR software with the range 4.0 kg/min-5.0 kg/min. The Gleeble compression test was conducted at 0.1 s⁻¹ and 1 s⁻¹ compression rates under 950 °C-1100 °C conditions. Industrial-scale production trials were ultimately implemented using vacuum self-consumption smelting at 4.2 kg/min, forging heating temperatures of 1100 °C, 1040 °C, with strain rates of 0.1 s⁻¹ and 1 s⁻¹. The resulting $\phi 300$ mm bar products underwent rigorous analysis through metallographic examination, grain boundary angle measurement, and mechanical property testing. The results show that: forging process was carried out at a temperature of 1040 °C, the fracture toughness of YG1500 steel produced by forging process with an average strain rate of 0.1 s⁻¹ can reach 105 MPa·m^{1/2}-115 MPa·m^{1/2}, 20 MPa·m^{1/2}-30 MPa·m^{1/2} higher than another group of processes. At the same time, the martensite plates in the steel are more uniform and smaller, and the number of large and small angle grain boundaries in the steel greater.

Key Words: High Strength Stainless Steel; Fracture Toughness; Martensite Plate; Grain Boundary

YG1500钢为马氏体型沉淀硬化不锈钢,由美国于19世纪60年代研制成功,对该钢在不同热处理制度下微观组织和性能的变化进行了研究,研究表明,该钢经固溶+时效处理后,高密度位错的板条马氏体组织以及呈弥散分布且与基体保持共格关系的细小沉淀相的析出使该钢获得高强度和高韧性,YG1500钢作为高强度耐腐蚀结构材料,由于强度高,韧性好、各向同性好,且使用温度较高,适合于制作要求高强度、高韧性的高应力紧固件,

核反应堆、航空航天、舰船和石油化工等领域。然而,随着航空航天等高新技术的不断进步及发展,对高强度不锈钢的综合性能提出了更高的要求,如为了更好的满足型号在复杂服役环境下的安全使用的设计需求,对YG1500钢的断裂韧性提出了更高的要求^[1-5]。

目前,对YG1500钢热处理工艺与组织和性能关系研究已趋于成熟,但YG1500钢在实际生产过程中的冶炼和锻造工艺对性能的影响还处于空白,

本研究以 YG1500 钢为研究对象,借助 Meltflow-VAR 模拟真空自耗过程的实际冶炼,研究了熔化速率对凝固组织的影响,建立了熔化速率与凝固组织之间的联系^[6];通过 Gleeble 试验机进行了模拟压缩实验,研究了锻造温度和应变速率对 YG1500 钢显微组织的影响,揭示了锻造工艺对晶粒组织的影响机制,研究成果为后续兼具高强度良好韧性的沉淀硬化不锈钢的开发提供理论基础。

1 材料成分、性能及生产工艺

采用 Meltflow-VAR 软件模拟了不同的熔炼速度对钢锭铸态组织中一次枝晶间距的影响,真空自耗模拟条件为:电压 23~26V,电流 6~7kA,冷却水温 25~35℃,自耗电极直径为 $\phi 580$ mm,自耗钢锭直径为 $\phi 660$ mm。基于真空自耗模拟结果,采用 6 t 真空感应炉+6 t 真空自耗炉制备了高均匀性的真空自耗钢锭,具体化学成分见表 1。

表 1 YG1500 钢化学成分(质量分数)

C	Cr	Ni	Mo	Al	S	P	Si	Mn
0.03	13.00	8.10	2.00	1.20	0.001	0.002	0.01	0.01

采用 Gleeble 试验机,模拟了不同热加工条件下的钢材的组织变化,具体模拟试验条件见表 2,基于 Gleeble 试验模拟结果,将钢锭锻造成 $\phi 300$ mm 棒材。

表 2 YG1500 钢 Gleeble 试验条件
Table 2 YG1500 Gleeble test conditions

温度/℃	升温速度/ ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	保温时 间/s	冷却方式	压缩比	应变速 率/ s^{-1}
950	10	300	水冷	0.6	0.1;1
1 000	10	300	水冷	0.6	0.1;1
1 050	10	300	水冷	0.6	0.1;1
1 100	10	300	水冷	0.6	0.1;1

在锻造成材的 $\phi 300$ mm 棒材的两端分别切取 150 mm 长的试样,对试样按图 1 所示的方法进行热处理,具体为固溶+冷处理+时效,其中固溶为将钢材加热到 AC3 点以上使钢中的锻态析出物溶入到奥氏体基体中,冷处理是将钢中未转变完全的奥氏体转变为马氏体,时效使转变完全的奥氏体中析出强化相和逆转变奥氏体,使钢材获得优异的强度及韧性^[7]。

YG1500 钢采用图 1 的工艺进行热处理后,在试样的半径处分别加工出 $\phi 5$ mm 的拉伸试样和 20 mm \times 40 mm \times 180 mm 的断裂韧性试样,采用

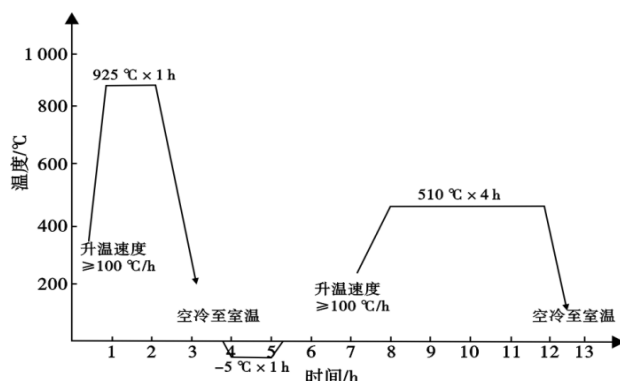


图 1 YG1500 钢的热处理工艺

Fig. 1 Heat treatment process of YG1500 steel

GB/T228—2010 标准进行室温拉伸试验,采用 GB/T4161—2007 标准进行断裂韧性试验^[8]。

2 实验结果与讨论

2.1 真空自耗模拟试验结果及工业化实践

由图 2 可以看出,真空自耗过程中,随着熔炼速度的增加,钢锭的一次枝晶间距逐渐增加,一次枝晶间距的最小值为 10 μm ,最大值为 1 000 μm ,熔速在 4.0~4.5 kg/min 时,钢锭的一次枝晶间距比较小,熔速在 4.5~5.0 kg/min 时,钢锭的一次枝晶间距比较大,根据模拟分析的结果将 YG1500 钢 6 t 钢锭工业化现场实际生产熔速设定为 4.2 kg/min,具体熔炼过程参数为电压:23.1~23.3 V,电流:6.7~7.5 kA,熔滴:0.2~0.25 s,熔速随钢锭重量的变化见表 2 所示,较低的熔炼速度可以保证钢锭具有较小的一次枝晶间距,进而保证钢锭组织均匀致密。

2.2 Gleeble 试验模拟结果及工业化实践

由图 3 可以看出,在相同的应变速率 0.1 s^{-1} 下,在 950~1 050 $^{\circ}\text{C}$ 温度区间内,试验钢的组织细小且均匀,随着加热温度的升高,试验钢的显微组织开始长大,加热温度在 1 050~1 100 $^{\circ}\text{C}$ 时,试验钢的马氏体组织明显粗大。另外,经张良等研究,在 950~1 000 $^{\circ}\text{C}$ 加热锻造时,其显微组织仍为大量的被拉长的扁平状大晶粒和细小的等轴晶粒共存的组织状态,存在不完全的再结晶组织,继而引发锻造过程开裂风险^[9-10],所以,加热温度选择在 1 000~1 050 $^{\circ}\text{C}$ 之间比较合适。由图 4 可以看出,在相同的加热温度 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 下,应变速率为 0.1 s^{-1} 再结晶状态的组织比较均匀,应变速率为 1 s^{-1} 再结晶状态的组织不均匀。另不同应变速率的应力应变曲线如图 5 所示。

由图 5 可以看出,应变速率为 0.1 s^{-1} 的应力应变曲线与 1 s^{-1} 的应力应变曲线相比,在应力到达峰值

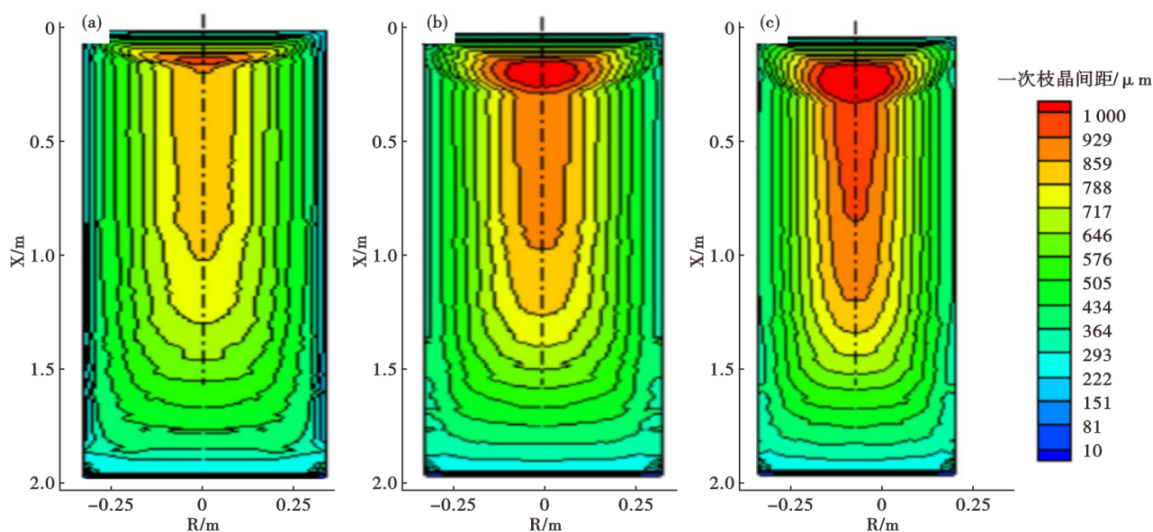


图 2 YG1500 在不同熔速下的一次枝晶间距模拟图: (a) 4.0 kg/min, (b) 4.5 kg/min, (c) 5.0 kg/min

Fig. 2 Simulation diagram of primary dendrite spacing at different melt rates of YG1500: (a) 4.0 kg/min, (b) 4.5 kg/min, (c) 5.0 kg/min

表 3 YG1500 钢真空自耗冶炼过程熔速

Table 3 Melting rate of YG1500 steel vacuum self-consumption smelting process

钢锭重量/t	熔速(设定 4.2)/(kg·min ⁻¹)
0.5~2	4.0~4.1
2~3	4.10~4.25
3~4	4.15~4.30
4~5	4.1~4.2
5~6	4.0~3.8

后有明显的下降过程,这与图 4 所示的钢材内部的再结晶组织有关,钢材的再结晶组织均匀,钢材的应力下降。另由于应变速率=变形速率(dh/dt)/原始高度(h₀),所以在原始高度一定的情况下,降低变形

速率为获得均匀再结晶组织的关键,根据 Gleeble 模拟试验结果,采用真空自耗熔速为 4.2 kg/min 冶炼的钢锭在锻造现场试验了两组锻造工艺,生产 φ300 mm 的棒材,具体锻造工艺见表 4。

2.3 显微组织分析

在工艺 1 和工艺 2 生产的 φ300 mm 棒材上切取 10 mm×10 mm 的试样,然后采用 5 g 苦味酸+95 mL 酒精溶液进行浸蚀,而后采用显微镜对其组织进行分析,具体金相组织图片如图 6 所示。由图 6 可以看出,工艺 1 试样的马氏体板条长度在 12~120 μm 之间,工艺 2 试样的马氏体板条长度在 19~39 μm 之间的,工艺 2 的马氏体板条长度更加的均匀^[11]。

表 4 YG1500 钢锻造工艺试验

Table 4 Forging process test of YG1500 steel

工艺	末火次加热温度/℃	保温时间/h	末火次变形速度/(mm·s ⁻¹)	末火次应变速率/s ⁻¹
1	1 100	2	150	0.15
2	1 040	2	100	0.10

说明:1、应变速率=变形速率/原始高度;2、钢锭原始直径为 φ660 mm,钢锭经过 1 160 °C 保温 4 h 后,先墩粗一半,此时钢锭的直径为 φ1 000 mm,后进行拔长时钢锭的直径即为变形的原始高度。

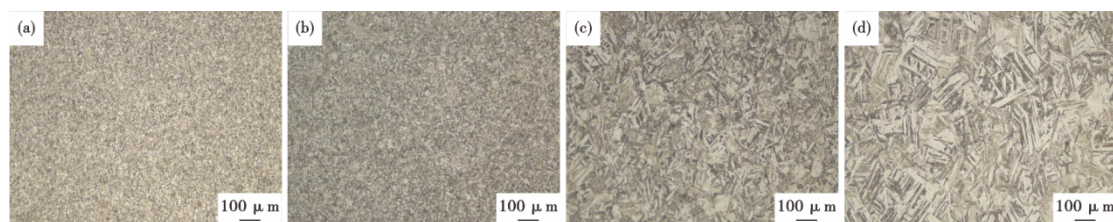


图 3 YG1500 钢 0.1 s⁻¹ 应变速率下不同保温温度的金相组织: (a) 950 °C, (b) 1 000 °C, (c) 1 050 °C, (d) 1 100 °C

Fig. 3 YG1500 steel microstructure at different temperatures under the variable speed of 0.1 s⁻¹: (a) 950 °C, (b) 1 000 °C, (c) 1 050 °C, (d) 1 100 °C

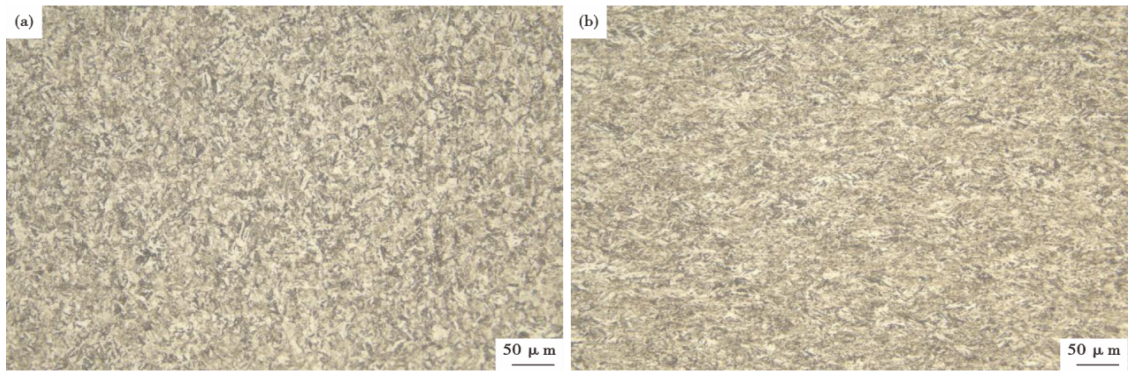


图 4 YG1500 钢 1 000 °C 加热不同应变速率的金相组织:(a)0.1 s⁻¹, (b)1 s⁻¹

Fig. 4 YG1500 microstructure at 1 000 °C with different strain rates : (a)0.1 s⁻¹, (b)1 s⁻¹

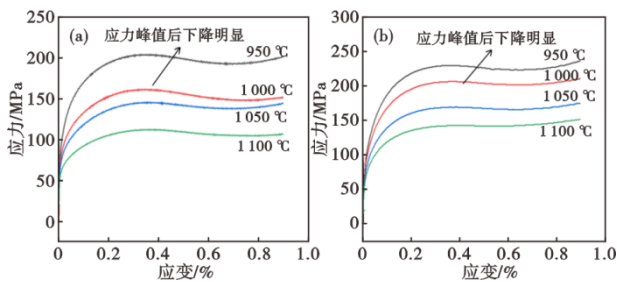


图 5 YG1500 钢不同应变速率下的应力应变曲线:(a)0.1 s⁻¹, (b)1 s⁻¹

Fig. 5 YG1500 stress-strain curves at different strain rates : (a) 0.1 s⁻¹, (b) 1 s⁻¹

2.4 晶界分析

在工艺 1 和工艺 2 生产的 $\phi 300$ mm 棒材上切取

试样,然后采用扫描电镜+EBSD 对试样的晶界进行了分析,具体分析结果如图 7 所示,由图 7 可以看出,工艺 2 大角度和小角度晶界相对频率均优于工艺 1。其中,大角度和小角度晶界越多,材料的晶粒度(即马氏体板条)越细小均匀,这也与图 6 所示的金相组织相吻合,尤其是大角度晶界对材料的断裂韧性有积极的益处,其中工艺 1 的大角度晶界数量为 43.6%,工艺 2 的大角度晶界数量为 51.9%。

2.5 力学性能

YG1500 钢在两组锻造工艺下的力学性能见表 5 所示。由表 5 可以看出,工艺 2 生产钢材的断裂韧性指标满足标准要求,且比工艺 1 生产钢材的断裂韧性指标提升了 20 ~ 30 MPa.m^{1/2}。

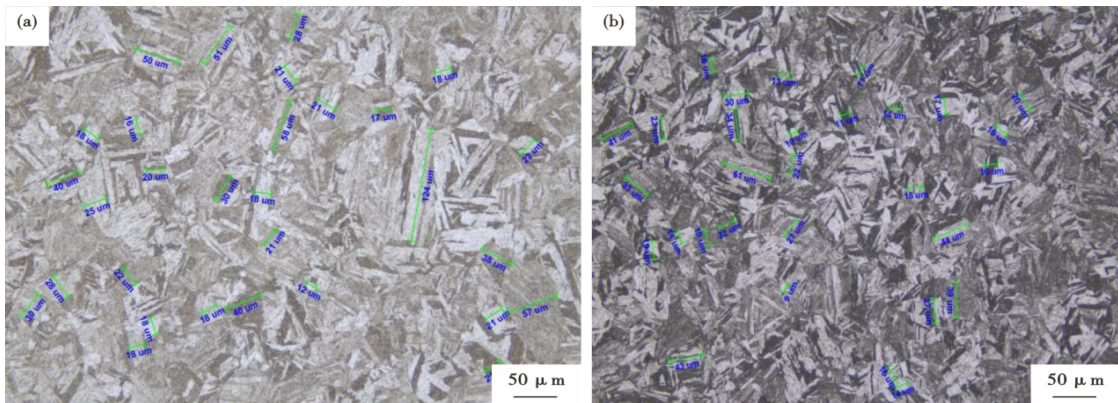


图 6 YG1500 钢金相组织:(a)工艺 1, (b)工艺 2

Fig. 6 Microstructure of YG1500 steel : (a) process 1, (b) process 2

表 5 YG1500 钢的力学性能
Table 5 Mechanical properties of YG1500 steel

检验项目	R _m /MPa	R _{p0.2} /MPa	A/%	Z/%	K _{IC} /(MPa.m ^{1/2})
标准值	≥1515	≥1415	≥10	≥50	≥90
工艺 1	1 540~1 570	1 420~1 440	11~12	54~58	80~88
工艺 2	1 550~1 570	1 430~1 450	11~12	56~60	105~115

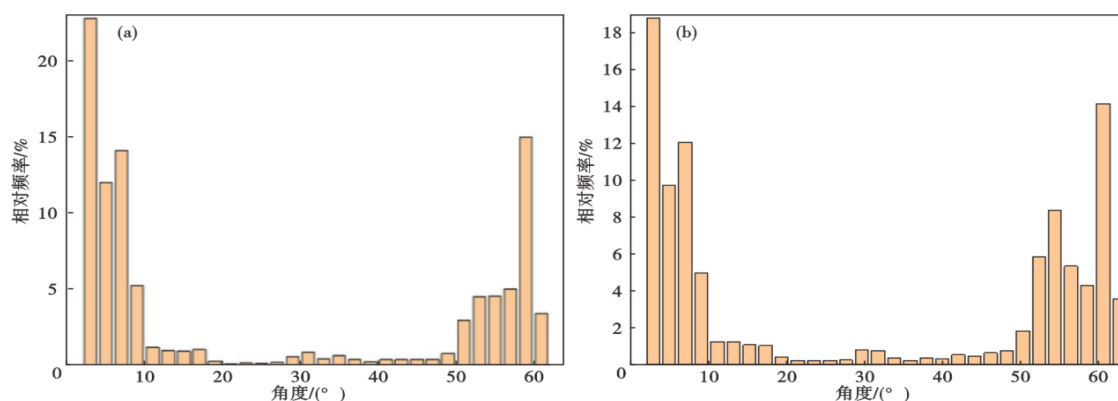


图7 YG1500钢晶界角度的相对频率:(a)工艺1,(b)工艺2

Fig. 7 Relative frequency of grain boundary angle of YG1500 steel : (a) process 1, (b) process 2

3 分析与讨论

断裂韧性试验主要为测试钢材阻止裂纹延伸及扩展的能力,由于工艺1采用较高的加热温度和较大的应变速率,导致 $\phi 300$ mm的棒材马氏体板条长度不均匀。李鹤飞等^[12]对疲劳裂纹的扩展研究表明,材料在断裂韧性实验过程中, F_0 (最大力)裂纹尖端向马氏体板条不均匀的位置(阻抗裂纹扩展能力较弱)发展,最终使试样快速开裂,导致 F_0 (最大力)值偏小,由于断裂韧性计算公式 $K_0 = F_0 \cdot S / BW^{3/2} \times f(a/W)$,所以 F_0 (最大力)值偏小最终导致试样的断裂韧性值偏低。因此,工艺1的断裂韧性指标偏低,而工艺2的马氏体板条长度比较均匀,所以断裂韧性指标偏高。

由于钢材采用真空自耗熔速为4.2 kg/min冶炼的钢锭,所以钢锭的一次枝晶间距比较细小,同时,工艺2的加热温度比较低,应变速率比较小,根据上述Gleeble模拟试验结果,该工艺下选用一次枝晶间距比较细小的钢锭更容易形成细小的晶粒,进而使

钢中的晶界数量增加,另由于钢锭的加热温度比较低,在锻造过程压力的作用下,钢材中更容易产生位错及拉长晶组织,而后经过锻造过程的动态再结晶和静态再结晶,使钢材获得了较多的大角度晶界,由于大角度晶界作为微观结构中的障碍物,可以有效的阻碍裂纹的扩展路径,所以,工艺2的断裂韧性值优于工艺1的断裂韧性值。

4 结论

1) YG1500钢棒材断裂韧性与钢中的马氏体板条长度及大角度和小角度晶界的相对频率有着密切的关系,马氏体板条长度越细小均匀、大角度晶界数量越多,钢材的断裂韧性值越高。

2) 真空自耗过程的熔速值设定为4.2 kg/min,锻造的末火次加热温度设定为1 040 °C,锻造末火次变形速度设定为100 mm/s,锻造末火次应变速率为 0.1 s^{-1} ,可以获得细小均匀的马氏体板条长度及较多的大角度晶界,断裂韧性值可显著提高。

参考文献

- [1] 刘天琦,支敏学,朱杰远,等. 热处理制度对0Cr13Ni8Mo2Al钢组织和性能的影响[J]. 材料工程, 2002, 30(5): 26-29.
- [2] 赵紫杨,孙永庆,罗茜尹,等. 时效处理对冷变形PH13-8Mo不锈钢组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2024, 45(12): 178-190.
- [3] 陈素明,岳珊,胡生双,等. PH13-8Mo不锈钢带状偏析及其在热处理中的演变[J]. 金属热处理, 2024, 49(7): 152-157.
- [4] 杨凯,朱宏伟,于利民,等. 时效时间对PH13-8Mo不锈钢组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(3): 100-103.
- [5] 杜昌友,刘振宝,田帅,等. 固溶对2.1 GPa级超高强度不锈钢组织和性能的影响[J]. 钢铁, 2024, 59(12): 123-130.
- [6] 王晓辉,刘振宝,杜昌友,等. 一种Cr-Ni-Mo-Ti-Al系高强度不锈钢的凝固偏析行为[J]. 材料热处理学报, 2024, 45(10): 125-133.
- [7] 刘振宝,梁剑雄,苏杰,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.
- [8] 王晓辉,张雪凌,王林,等. 低成本耐腐蚀高强度不锈钢的成分均匀性控制研究[J]. 特殊钢, 2023, 44(5): 69-75.
- [9] 王晓辉,刘振宝,梁剑雄,等. Custom 450高强度不锈钢的动态再结晶行为[J]. 钢铁研究学报, 2021, 33(7): 627-634.
- [10] 张良. 0Cr13Ni8Mo2Al不锈钢的热变形行为与热处理工艺研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2016: 21-27.
- [11] 董晓亮,王显华,张秀丽,等. YG1600超高强度不锈钢断裂韧性分析及工艺改进[J]. 物理测试, 2024, 42(3): 31-37.
- [12] 李鹤飞. 高强度钢断裂韧性与裂纹扩展机制研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2019: 100-105.