



自由锻工艺及碳含量对高温合金 GH3128 显微组织与力学性能影响

李成龙, 钟裕国, 李 晴, 赵长虹, 荣文凯

(江苏隆达超合金航材有限公司, 无锡 214000)

摘 要:针对 C 含量分别为 0.031% 和 0.015% 的 GH3128 合金锭, 采用相同自由锻锻造工艺由 $\Phi 500$ mm 铸锭锻制成 350 mm \times 350 mm 方坯, 再分别采用 1 180 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 100 $^{\circ}\text{C}$ 的加热温度以及 27.5% 和 36% 的每火次变形率将 350 mm \times 350 mm 方坯锻成 $\Phi 200$ mm 圆棒。结果表明, 1 100 $^{\circ}\text{C}$ 加热并采用 27.5% 每火次变形率可以获得最佳晶粒组织; 同时显微组织及碳化物数量与 C 含量关系密切, 而与锻造工艺关系较小; 0.031% C 相较于 0.015% C, 室温拉伸强度提升 5%~10%, 950 $^{\circ}\text{C}$ 高温持久时间提升 30%。

关键词:高温合金 GH3128; 自由锻; 碳含量; 晶粒度

DOI:10.20057/j.1003-8620.2022-00192

Effect of Open-Die Forging Process and Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of High-temperature Alloy GH3128

Li Chenglong, Zhong Yuguo, Li Qing, Zhao Changhong, Rong Wenkai
(Jiangsu Longda Superalloy Material Co., Ltd., Wuxi 214000)

Abstract: GH3128 alloy samples with carbon content of 0.031% and 0.015% are forged from $\Phi 500$ mm ingots to 350 mm \times 350 mm square billet by the same open-die forging process, then forge the 350 mm \times 350 mm square billet to $\Phi 200$ mm round bar by using the heating temperature 1 180 $^{\circ}\text{C}$ and 1 100 $^{\circ}\text{C}$ and the deformation rate of 27.5% and 36% per operation respectively. The results show that the forging process of 1 100 $^{\circ}\text{C}$ heating temperature and 27.5% deformation rate per operation lead to optimal grain size; At the same time the amount of carbide and microstructure is closely related to C content, but has little relationship with forging process; Compared 0.031% C with 0.015% C, the tensile strength of room temperature is increased by 5%~10%, and the 950 $^{\circ}\text{C}$ high temperature stress-rupture time increased by 30%.

Key Words: High-temperature Alloy GH3128; Open-die Forging; Carbon Content; Grain Size

GH3128 合金是被 Mo、W、Ti、Al 等元素固溶强化的 Ni-Cr 基高温合金^[1], W 和 Mo 元素作为主要固溶强化元素, 辅以 B、Ce、Zr 元素强化晶界。合金可用于制造 950 $^{\circ}\text{C}$ 下长期工作的航空发动机的火焰筒、燃烧室等部件, 具有良好的抗氧化性能和高温稳定性^[2-5]。GH3128 合金由于其高达 16% 的 (Mo+W) 含量, 其内部显微组织有大量的 M_6C 和 M_{23}C_6 等析出相, 该类型析出相相对于材料的力学性能影响较大。目前对该合金的研究主要包括高温力学性能、抗高温氧化性能、热加工及焊接连接等方面^[6-11], 而本文着重于研究自由锻变形工艺(变形率和温度)对于不同 C 含量 GH3128 合金棒材的组织影响, 以及碳含量对其力学性能的影响。

1 试验材料及方法

试验材料采用 8 t 真空感应+8 t 保护气氛电渣 (VIM+ESR) 熔炼工艺, 锭型 $\Phi 500$ mm, 锭重 3.8 t, 经 45/50MN 自由锻压机锻制成 $\Phi 200$ mm 的 GH3128 合金棒材。设计了 2 炉 C 含量不同的样品(成分见表 1), 同时针对 2 炉样品分别设计 3 种不同的自由锻工艺。将 2 炉样品由 $\Phi 500$ mm 经多火次锻粗+拔长工艺锻成 350 mm \times 350 mm 方坯后, 再实施 3 种不同锻造方案锻成 $\Phi 200$ mm 圆棒材; 在 350 mm \times 350 mm \rightarrow $\Phi 200$ mm 锻造过程中, 通过对 2 种 C 含量的炉号样品实施不同变形量(36% 和 27.5%) 和加热温度(1 180 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 100 $^{\circ}\text{C}$) 的锻造方案, 从而获得相应的显微组织, 具体锻造工艺方案参数见表 2。

表1 GH3128样品的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of GH3128 samples

样品	C	Si	Cr	W	Mo	Al	Ti	Fe	Mn	P	B	Ni
标准	≤0.05	≤0.80	19.00~22.00	7.50~9.00	7.50~9.00	0.40~0.80	0.40~0.80	≤2.0	≤0.5	≤0.013	≤0.005	余
1	0.031	0.100	20.01	7.85	8.16	0.57	0.73	0.46	0.32	0.0015	0.0040	余
2	0.015	0.064	20.56	8.00	8.41	0.62	0.63	0.33	0.29	0.0016	0.0040	余

表2 GH3128铸锭锻造工艺方案参数

Table 2 Forging process scheme parameters of GH3128 ingot

方案	加热温度 / °C	加热时间 / min	每火次变形率 / %	锻造火次	开锻温度 / °C	终锻温度 / °C
I	1 180	45~60	36	3	1 070~1 090	920~950
II	1 180	45~60	27.5	4	1 070~1 090	920~950
III	1 100	45~60	27.5	4	1 000~1 020	880~900

注:*注:以上开锻和终锻温度仅代表测量锻造过程平均温度

合金棒材自由锻压机采用Siempelkamp 45/50MN自由锻压机。显微组织和力学性能取样位置为锻棒半径1/2位置(如图1所示),本文所涉及显微组织和力学试样位置均以此为基准;金相试样进行打磨、抛光并用20 g CuSO₄+100 mL H₂SO₄+100 mL C₂H₅OH溶液腐蚀,利用ZEISS Axio Imager A2m光学显微镜观察试样的显微组织,并基于GB/T6394-2017标准评价其晶粒尺寸。

2 试验结果及分析

2.1 锻造工艺和C含量对合金组织的影响

在GH3128合金显微组织中,C元素主要以碳化

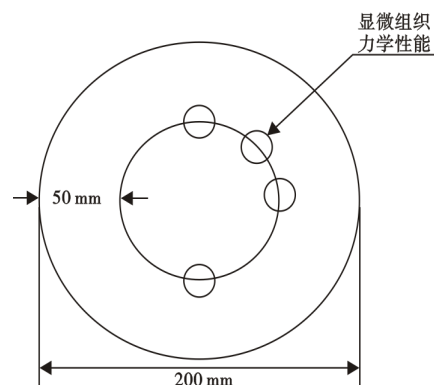


图1 GH3128圆棒显微组织和力学试样取样位置

Fig. 1 Microstructure and mechanical properties sampling location of GH3128 bar

物形式存在,C与W、Cr、Mo形成大量的M₆C和M₂₃C₆碳化物;碳化物起到良好的钉扎晶界效果,阻碍晶粒的长大,提高合金组织热稳定性^[12]。2种样品对应三种锻造工艺方案的锻造组织如图2所示。

GH3128合金基体组织为典型奥氏体组织,其内部碳化物组织随着自由锻变形而沿锻造变形方向呈流线形,通过SEM分析碳化物形貌和组分,如

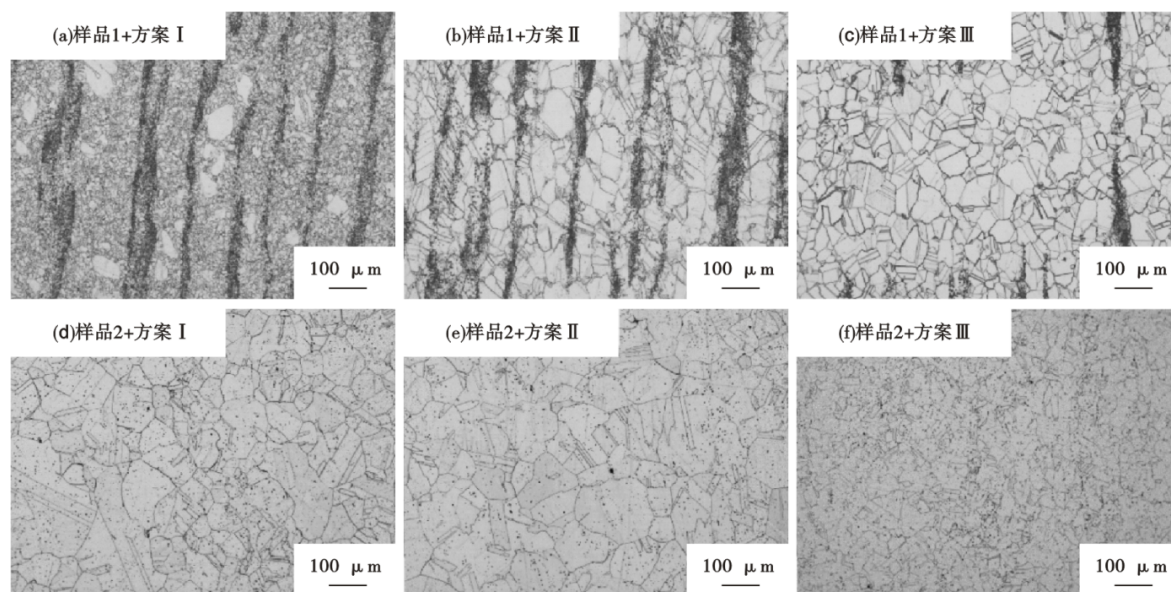


图2 样品1和样品2三种锻造工艺的显微组织

Fig. 2 Microstructure of three forging processes for sample 1 and sample 2

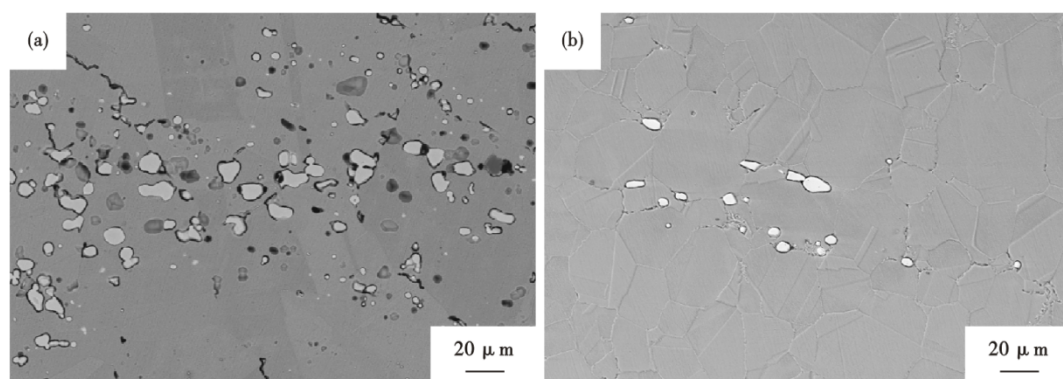


图 3 碳化物扫面电镜分析

Fig. 3 SEM analysis of carbide

表 3 碳化物主要成分

Table 3 Main composition of carbide

项目	C	Cr	W	Mo	Ti	Ni
wt%	14.37	11.23	21.12	33.06	1.10	19.11
at%	53.88	9.72	5.17	15.52	1.03	14.68

图 3 和表 3。2 种碳含量合金其内部碳化物形貌和尺寸一致,但是其分布数量和聚集程度不同。对比样品 1 和样品 2 通过三种锻造工艺后的显微组织,不同 C 含量对应 GH3128 合金显微组织的碳化物分布有明显影响,图 2(a)(b)(c)中通过三种锻造工艺后的显微组织均有明显的碳化物条带偏聚,而图 2(d)(e)(f)中则无此类条带的偏聚组织。因此,可以推断显微组织中碳化物的偏聚与 C 含量有直接关系,而与锻造工艺中的加热温度和变形率关系较小。

2 种不同碳含量 GH3128 合金经 3 种锻造工艺后的晶粒度见表 4。当热变形温度相同时,随着变形量的增加,晶界移动的驱动力和晶界迁移率增大,因此成核率增加,晶粒尺寸较小。晶界移动速度 G 可用晶界迁移率 (M) 和晶界移动驱动力 (ΔG_{gb}) 的乘积表示:

$$G = M \times \Delta G_{gb} \quad (1)$$

图 2(a) 通过 36% 的变形率实现了部分细晶组织的控制,但是其过大的变形量使得部分组织在热变形过程中因温度降低导致难以充分再结晶,因

表 4 样品 1 和样品 2 三种锻造工艺的晶粒度

Table 4 Grain size of three forging processes for sample 1 and sample 2

样品	方案 I	方案 II	方案 III
1	30%3 级 80%8 级	4.5 级	5.5 级
2	3.5 级	3 级	7 级

此,造成部分粗晶组织的出现;图 2(b) 通过降低变形率到 27.5%,虽然消除了未再结晶组织,由于变形率整体受限无法提供充分的畸变能,晶粒度明显粗于图 2(a);图 2(c) 在降低变形率的同时,也降低了加热温度,从而有效地控制了锻造加热过程的晶粒长大,故相比于图 2(b),图 2(c) 的晶粒度得到了细化;图 2(d)(e)(f) 虽然分别同图 2(a)(b)(c) 采取相同锻造工艺,由于样品 2 的内部碳化物的含量明显少于样品 1,而碳化物又发挥了钉扎 (pinning) 效应^[13],而钉扎力与晶界移动方向相反,此时晶界移动速度 G 可以从晶界移动的驱动力 (ΔG_{gb}) 减钉扎力 (ΔG_{pin}) 得到^[14]:

$$G = M \times (\Delta G_{gb} - \Delta G_{pin}) \quad (2)$$

由此可见,少量的碳化物无法有效阻止晶界的移动,故晶粒的长大不可避免,如图 2(d)(e) 所示,同样加热条件下图 2(d)(e) 分别获得了均匀的粗晶组织;图 2(f) 在 1 100 °C 加热的状态下,因其加热过程晶粒未发生显著长大,同时配合合理的变形率进而获得了均匀的细晶组织。

2.2 C 含量对合金力学性能的影响

GH3128 合金标准通用试样固溶热处理温度为 1 200 °C,因此将样品 1 和样品 2 的试样进行 1 200 °C × 1 h 高温固溶处理,这样,工艺方案 I、II 和 III 对应的力学检测试棒晶粒度能够充分长大并控制在平均 2 级,同时也可排除晶粒度差异对力学性能的影响。检测项目分别包括室温拉伸、950 °C 高温拉伸和 950 °C 高温持久,详见表 5、表 6。

由表 5、表 6 数据可以看出,由于试样经过高温固溶处理,试样晶粒度基本一致,从而工艺方案 I、II 和 III 之间的力学性能基本相同。GH3128 合金 0.031% 碳含量与 0.015% 碳含量相比,室温拉伸强

表5 室温和950 °C拉伸性能

Table 5 Tensile properties at room temperature and 950 °C

样品	方案	试验温度/°C	σ_t /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%
1	I	室温	820	381	59	60
1	II	室温	838	385	62	65
1	III	室温	816	378	60	63
2	I	室温	749	352	66	73
2	II	室温	746	352	65	79
2	III	室温	752	355	66	72
1	I	950	210	162	92	89
1	II	950	212	159	98	90
1	III	950	205	160	93	89
2	I	950	214	158	99	84
2	II	950	208	155	100	92
2	III	950	211	162	98	86

度和屈服强度提高5%~10%,950 °C高温拉伸强度差异<5%。但950 °C高温持久则差异很大,GH3128合金0.031%碳含量与0.015%碳含量相比,950 °C高温持久时间提高了30%。碳化物 $M_{23}C_6$ 可以阻碍晶界滑移^[15],晶界处分布的碳化物可以钉扎晶界;同时晶内碳化物与位错相互作用,因此,碳化物的增多对于提高高温持久时间起到了关键

参考文献

- [1] 郭建亭. 高温合金材料学应用基础理论[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 20.
- [2] 中国金属学会高温材料分会编. 中国高温合金手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 2012.
- [3] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册第二卷[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002: 215.
- [4] 付建辉, 刘庭耀, 张健, 等. GH3128合金“VIM + ESR”和“NVIM + ESR”冶炼过程中的脱气行为及夹杂物研究[J]. 特殊钢, 2020, 41(6): 15-19.
- [5] 李志明, 钱士强, 王伟, 等. 预氧化温度对GH3128合金抗高温循环氧化性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(11): 1980-1984.
- [6] 刘庭耀, 张健, 赖宇, 等. 基于CALPHAD方法对GH3128合金析出相的热力学模拟计算和应用[J]. 特殊钢, 2020, 41(1) 1-5.
- [7] 吴常钧, 金哲学. 长期时效和晶粒度对GH333和GH128合金热疲劳的影响[J]. 钢铁研究学报, 1986(2): 38-46.
- [8] Zhao Xi, Yuan Kun, Zhou Yu, et al. Research on the high-temperature hot compressive deformation behavior of Ni-based superalloy GH3128 [J]. Journal of Pressure Vessel Technology,

表6 950 °C持久拉伸性能

Table 6 Stress rupture property at 950 °C

样品	方案	试验温度/°C	应力/MPa	时间/min	δ_5 /%
1	I	950	55	3025	81
1	II	950	55	3332	78
1	III	950	55	2945	80
2	I	950	55	2140	86
2	II	950	55	1948	95
2	III	950	55	2289	89

作用^[16]。

3 结论

(1)GH3128合金碳化物显微组织分布沿热加工变形方向,其碳化物数量主要与C含量有关,而与热变形工艺关系较小;

(2)GH3128合金3种自由锻工艺中,平均27.5%的每火次变形量和1100 °C的加热温度可以获得均匀且相对细小的晶粒组织;

(3)GH3128合金的C含量由0.015%提升至0.031%时,室温拉伸强度提升5%~10%,950 °C高温持久时间提升30%。

2017, 139: 1-8.

- [9] 李志明, 钱士强, 王伟, 等. 预氧化温度对GH3128合金抗高温循环氧化性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(11): 1980-1984.
- [10] 杜文浩. GH3128镍基高温合金液相扩散连接工艺及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2007.
- [11] 蒋世川, 张健, 刘庭耀, 等. 固溶处理对GH3128合金奥氏体晶粒长大的影响[J]. 钢铁钒钛, 2019, 40(5): 150-156.
- [12] 张勇路, 童金涛, 鞠泉, 等. GH3230合金环形件成形工艺研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(13): 151-153.
- [13] 西沢泰二, 单相鋼と二相鋼における結晶粒成長(結晶粒成長)(<特集>再結晶・粒成長)鉄と鋼, 1984, 70(15): 1984-1992
- [14] 韩宝军. 奥氏体动态再结晶晶粒超细化及其马氏体相变研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2008.
- [15] 舒德龙, 严志, 王道红, 等. C和B的含量对K417G镍基高温合金的凝固行为和高温持久性能的影响[J]. 材料研究学报, 2021, 35(4): 241-250.
- [16] 赵威, 黄瑾, 胥国华, 等. 热处理对GH3128合金接头组织及力学性能的影响[J]. 钢铁, 2022, 57(10): 148-157.