

· 组织和性能 ·

固溶处理对 GH2036 合金组织和硬度的影响

王立^{1,2} 王志刚^{1,3} 牛建科¹ 冯程程² 杨娥² 陈刚⁴

(1 大冶特殊钢有限公司技术中心;2 高品质特殊钢湖北省重点实验室,黄石 435001;

3 钢铁研究总院高温材料研究所,北京 100081;4 黄石市产品质量监督检验所,黄石 435000)

摘要 利用光学显微镜、扫描电镜、布氏硬度仪等研究了 GH2036 合金 $\Phi 150$ mm 棒材在 1 120 ~ 1 240 °C 固溶处理的组织演化和硬度变化规律。研究表明, GH2036 合金锻后空冷锻材组织中主要存在富 Cr 和 Nb-V 两种类型的碳化物,在 1 220 °C 固溶处理后碳化物大部分回溶,晶粒尺寸基本均匀。合金 HB 硬度值随热处理温度的升高而降低,但在 1 160 ~ 1 200 °C 处理时,硬度随温度的升高, HB 硬度值由 185 升至 193,这主要与碳化物大幅度向基体回溶有关。

关键词 GH2036 合金 组织 碳化物 硬度

Effect of Solution Treatment on Microstructure and Hardness of GH2036 Alloy

Wang Li^{1,2}, Wang Zhigang^{1,3}, Niu Jianke¹, Feng Chengcheng², Yang E² and Chen Gang⁴

(1 Technology Center, Daye Special Steel Co Ltd; 2 Hubei Key Laboratory of High Quality Special Steel, Huangshi, 435001;

3 Central Iron and Steel Research Institute, High Temperature Material Research Institute, Beijing, 100081;

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

Abstract The microstructure evolution and the hardness change rule of GH2036 alloy $\Phi 150$ mm bar solution treatment at 1 120 ~ 1 240 °C are studied by optical microscope and SEM and HB hardness testing device. Studies have shown that there are two types of rich Cr and Nb-V carbide in the forging microstructure of GH2036 alloy after forging air cooling, most of carbides are backdissolved and the grain size is basically uniform after 1 220 °C solution treatment. The HB hardness number of the alloy is reduced with the increase of heat treatment temperature, but the HB hardness number increases from 185 to 193 at temperature increasing from 1 160 to 1 200 °C, this is mainly due to the large amount of carbides solving back to matrix.

Material Index GH2036 Alloy, Microstructure, Carbide, Hardness

GH2036 是 Fe-Cr-Ni 基沉淀硬化型变形高温合金,主要以形成 VC 强化相进行沉淀硬化,使用温度小于 650 °C。合金成分简单,组织稳定性好,在 600 ~ 650 °C 具有较好的物理和力学性能,并有良好的切削加工性能,可用于制作航空喷气式发动机涡轮盘材料,该合金成本低廉,综合性能优异^[1-3],至今仍具有较大应用市场。

由于该合金含碳量较高,并且含有一定量的 Mo、Nb,易形成碳化物偏析。在合金制造过程中长期存在组织不均匀、碳化物条带偏析等问题,严重影响着产品质量的稳定性。目前对于碳化物的控制已经有了很多研究,例如牛建科等研究了通过降低电渣熔速的方式来减轻碳化物偏析^[4-5],李明考、还传旗、裴丙红等倾向于通过锻造工艺改进来改善碳化物偏析倾向,特别提出了增加三镦三拔的锻造要求^[6-8],但是有关固溶处理过程对碳化物的影响及金相组织演变过程方面的研究却很少。

为了更好地控制 GH2036 合金棒材的组织和性能,重点研究了固溶温度对棒材晶粒度尺寸、碳化物演变及硬度的影响,通过采用光学显微镜、扫描电子显微镜、硬度测试仪等手段深入研究了合金在 1 120 ~ 1 240 °C 固溶后的晶粒组织变化,拟为 GH2036 合金生产工艺的系统制定和优化提供机理性指导。

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

本文以采用非真空感应+电渣冶炼工艺生产的 GH2036 合金为研究对象(如表 1),通过选用合适冶炼锭型,20 t 非真空感应炉冶炼浇注 $\Phi 320$ mm 电渣母材,电渣重熔 $\Phi 410$ mm/ $\Phi 450$ mm 钢锭。具体电渣工艺参数:电压控制在 50 V 以下,熔速控制在 6 kg/min 以下^[4]。再经过快径锻联合工艺生产 $\Phi 150$ mm 棒材,快锻采用三镦三拔变形工艺^[7],通过增加锻比的方式进一步改善合金组织的均匀性。

表 1 GH2036 合金的化学成分/%

Table 1 Chemical component of GH2036 alloy/%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	V
0.36	8.68	0.40	12.61	7.83	1.25	0.35	1.35

具体锻造工艺参数:第一火,锻粗至原高度的 1/2,再拔长至 430 mm × 430 mm 方;第二火、第三火重复第一火操作;第四火,拔长至 Φ240 ~ Φ260 mm 中间坯;第五火,径锻成材 Φ150 mm 圆,终锻温度控制在 890 ~ 920 °C,成材后空冷。快锻加热温度 1 160 ~ 1 190 °C,径锻加热温度 1 100 ~ 1 140 °C。

1.2 试验方法

在试验料 Φ150 mm 棒材 1/2 半径部位切取 25 mm × 25 mm × 25 mm 金相试样若干,分别在 1 120 °C、1 140 °C、1 160 °C、1 180 °C、1 200 °C、1 220 °C 和 1 240 °C 下保温 2 h 后水冷至室温。

进行金相组织观察和布氏硬度测试:将固溶处理后的金相试样按照标准 GB/T 13298-2015 中的制备方法经过打磨、机械抛光后,采用氯化铜盐酸酒精的混合溶液进行化学腐蚀,腐蚀时间 60 ~ 90 s,利用 OLYMPUS BX41M 型光学显微镜观察固溶处理后试样微观组织晶粒度尺寸及碳化物分布,观察面均为相当于棒材纵向的面,再借助 Quanta 400F 热场发射扫描电镜(SEM)分析碳化物含量及成分组成。采用 Brin200DEL 布氏硬度测试仪器测试试样硬度,测试 GH2036 合金不同固溶温度处理后硬度的变化规律。

2 试验结果与讨论

2.1 GH2036 合金 Φ150 mm 锻棒原始组织

采用光学显微镜观察 GH2036 合金锻材组织如图 1 所示,合金锻态组织为等轴奥氏体 γ,并且在 γ 基体上分布着大颗粒的一次碳化物 MC,晶界上沉

淀着链状和颗粒状二次碳化物 $M_{23}C_6$,晶内主要是大小不等的颗粒状晶二次碳化物 $M_{23}C_6$,整体晶粒尺寸在 32 ~ 45 μm (ASTM7.0 ~ 6.0 级),但是局部存在超大尺寸的未再结晶拉长晶。

扫描电镜分析结果如图 2 所示,试样锻态组织中存在的碳化物,主要分为两种类型:一类碳化物呈颗粒状,细小弥散,均匀分布在晶内和晶界,为富 Cr 型碳化物,同时含有大量的 Fe 和 Mn;另一类碳化物呈大块状,棱角分明、形状不规则,主要是富 Nb、V 型碳化物。

GH2036 合金经过不同温度固溶后,组织依然为等轴奥氏体 γ 再加碳化物。只是随着加热温度的升高,晶界跟界内的碳化物会逐渐地向基体回溶;奥氏体 γ 晶粒也会随着加热温度的升高而发生再结晶及长大现象。具体热处理固溶温度对该合金组织的影响下面分别从碳化物的变化以及晶粒度的变化两个方面进行研究。

2.2 固溶处理对合金碳化物变化的影响

合金进行固溶处理的目的是将塑性变形过程中

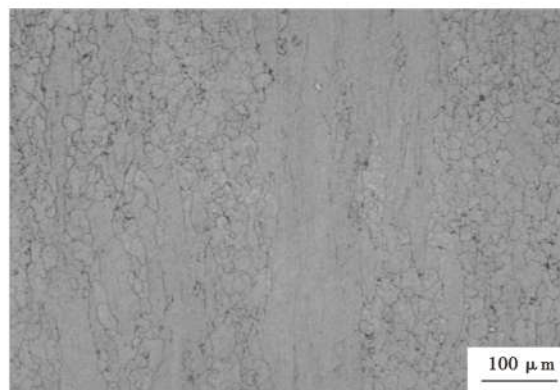


图 1 GH2036 合金锻材晶粒组织

Fig. 1 Grain structure of GH2036 alloy forgings

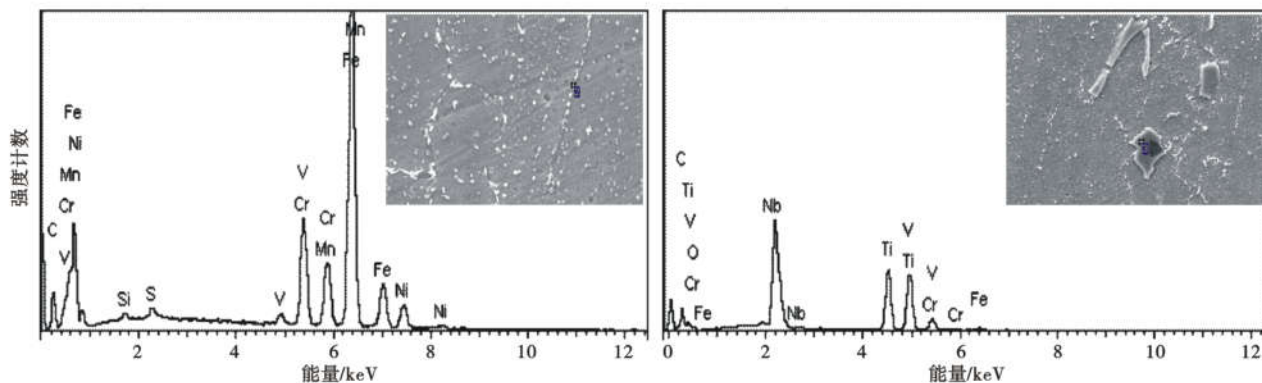


图 2 GH2036 合金锻态组织的碳化物分析,SEM

Fig. 2 Forging structure carbide analysis of GH2036 alloy, SEM

进一步析出的 MC 、 M_6C 、 $M_{23}C_6$ 尽量溶解到基体中,以得到单相合金;同时使合金棒材组织充分再结晶,获得一定晶粒尺寸的等轴晶,从而满足综合性能要求。因此确定碳化物完全溶解温度对 GH2036 合金固溶处理工艺至关重要。

当试样经过 $1\ 120\ ^\circ\text{C} \times 2\ \text{h}$ 处理后,微观组织中碳化物几乎没有溶解迹象,后面随着固溶温度的提高,微观组织中的碳化物含量逐渐减少,当热处理固溶温度从 $1\ 120\ ^\circ\text{C}$ 提高到 $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 时,试样中的大块状碳化物几乎没有回溶,晶内弥散分布的颗粒状碳化物大部分回溶,晶界上仍存在部分弥散分布的颗粒状碳化物(图 3),主要为富 Cr 型碳化物。当温度提高到 $1\ 220\ ^\circ\text{C}$ 以上时,晶界碳化物基本回溶。这是由于随着加热温度的升高,碳的固溶度增大,合金元素扩散速度加快,碳化物越容易融入基体,另外一方面,碳化物在晶界上的析出行为也会受到晶界类型的影响。

2.3 固溶处理对合金晶粒度变化的影响

晶粒度尺寸既反映金属材料的微观组织特征,

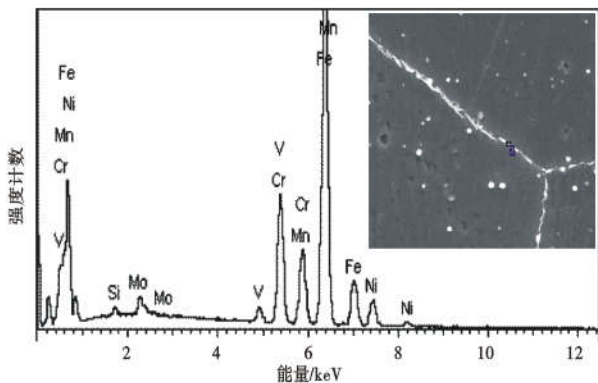


图 3 $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 固溶后 GH2036 合金组织中碳化物分析,SEM
Fig. 3 Analysis of carbide in structure of GH2036 alloy solution treated at $1\ 200\ ^\circ\text{C}$, SEM

表 2 不同固溶温度下 GH2036 合金晶粒组织及碳化物分布情况

Table 2 Grain structure and carbide distribution condition of GH2036 alloy at different solution temperature

固溶温度/ $^\circ\text{C}$	晶粒组织	碳化物分布
锻态	存在大量未再结晶拉长晶	
1 120	存在大量未再结晶拉长晶	
1 140	部分拉长晶开始回复	存在大量碳化物
1 160	出现部分再结晶晶粒	
1 180	基本完成再结晶	晶内碳化物少量回溶
1 200	ASTM 3.5 ~ 6.0 级	晶内碳化物大量回溶
1 220	ASTM 3.5 ~ 5.5 级	晶界碳化物基本回溶
1 240	ASTM 2.5 ~ 4.5 级	二次碳化物全部回溶

又直接影响材料的性能,晶粒尺寸除了受到热处理前工艺的控制外,主要取决于热处理工艺的影响。不同固溶温度下合金晶粒组织及碳化物分布见表 2。

光学显微镜观察结果如图 4 所示,当试样经过 $1\ 120\ ^\circ\text{C} \times 2\ \text{h}$ 处理后,未再结晶的大拉长晶几乎没有变化;当经过 $1\ 140\ ^\circ\text{C} \times 2\ \text{h}$ 处理后,未再结晶的大拉长晶晶内出现明显的晶界,晶粒尺寸开始变小,但晶粒度极差仍然很大;当加热温度提高至 $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 后,晶粒开始均匀,这应该与晶内碳化物的回溶有关。当经过 $1\ 220\ ^\circ\text{C} \times 2\ \text{h}$ 处理后,碳化物基本回溶,晶粒变得均匀,晶粒尺寸在 $50 \sim 100\ \mu\text{m}$ (ASTM3.5 ~ 5.5 级),当经过 $1\ 240\ ^\circ\text{C} \times 2\ \text{h}$ 处理后,晶粒尺寸在 $80 \sim 150\ \mu\text{m}$ (ASTM2.5 ~ 4.5 级),整体长大了 1 级左右,长大不太明显,因此 $1\ 240\ ^\circ\text{C}$ 仍然没有达到 GH2036 合金晶粒尺寸的极速长大拐点温度。这应该与 GH2036 合金较高的碳含量有关。

从动力学角度考虑,再结晶完成后,晶粒长大的驱动力主要是总界面能的下降。在界面能驱动下,界面发生迁移,晶粒开始长大,这个可以看做是一个热激活过程,原子克服一定能垒来完成界面的迁移,因此温度对晶界迁移的影响显著。同时,从热力学角度出发,随着温度的升高,尤其是温度高于

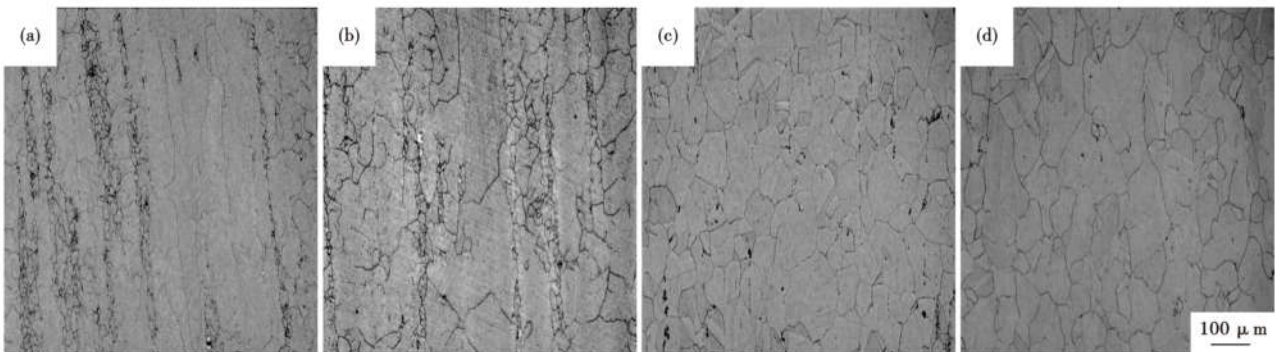


图 4 固溶处理对 GH2036 合金晶粒组织的影响:(a) $1\ 120\ ^\circ\text{C}$; (b) $1\ 140\ ^\circ\text{C}$; (c) $1\ 220\ ^\circ\text{C}$; (d) $1\ 240\ ^\circ\text{C}$
Fig. 4 Effect of solution-treatment on grain structure of GH2036 alloy: (a) $1\ 120\ ^\circ\text{C}$; (b) $1\ 140\ ^\circ\text{C}$; (c) $1\ 220\ ^\circ\text{C}$ and (d) $1\ 240\ ^\circ\text{C}$

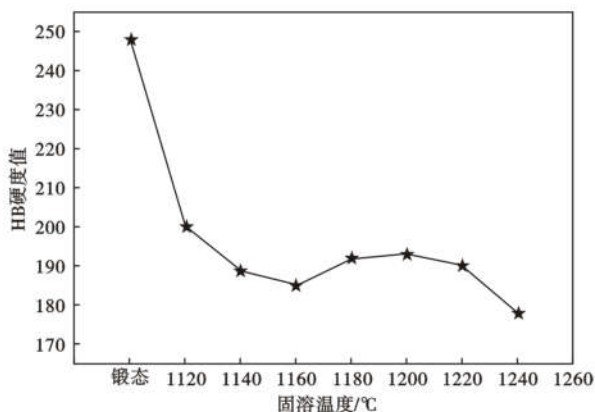


图 5 固溶温度对 GH2036 合金 HB 硬度值的影响

Fig. 5 Effect of solution temperature on HB hardness number of GH2036 alloy

1 220 °C 时,合金中的碳化物已基本溶解,晶粒度受到碳化物的钉扎作用减弱,晶粒度开始有长大趋势。

2.4 固溶处理对合金硬度变化的影响

硬度测定方法已经广泛地应用在冶金工业、机械制造业以及其他工业部门,在生产上使用最为广泛的是静载荷压入法硬度试验,可以根据检测的硬度值及其均匀度来判断热处理工艺是否合适、组织状态是否良好。硬度试验在生产和科研中应用甚广,成为不可缺少的、基本的标准试验方法之一。

对不同固溶温度处理后的试样进行硬度测试,每个试样测试 5 次,取平均值,得出试样硬度随固溶温度的变化曲线(图 5)。由图 5 可知,锻态试样的平均 HB 硬度值为 248,固溶后的硬度值明显低于固溶前硬度值。(1) 固溶温度在 1 120 ~ 1 160 °C, GH2036 合金试样硬度随着固溶温度的提高而下降,这主要是由于:①随着固溶温度的升高,晶体中的位错运动速度加快,发生位错的消失或合并;②随着固溶温度的升高,试样在回复和再结晶过程中内部应力的释放。(2) 固溶温度在 1 160 ~ 1 200 °C,试样硬度又显示出随固溶温度的提高而增加的趋势,

这主要是由于:①随着固溶温度的升高,原始组织中大的拉长晶在慢慢地发生再结晶,进一步达到细化晶粒度的目的,细化晶粒可以产生更多的晶界,这样就需要施加更大的外力才能产生位错压塞,从而合金硬度得到强化。②随着固溶温度的升高,碳化物的溶解度增加,原本在晶界跟晶内分布的颗粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物向基体回溶的越来越多,热处理后水冷会使溶解于奥氏体相内的第二相碳化物来不及析出,提高了第二相碳化物在基体中的含量,从而提高硬度。③是由于碳化物的回溶引起了合金晶格畸变能的增加,随着晶格畸变能的增加导致合金硬度增加。(3) 当固溶温度大于 1 200 °C 时,试样硬度又随热处理固溶温度的提高逐步降低,这主要是由于:①随着固溶温度的升高,晶粒平均尺寸逐渐增大,根据细晶强化原理,导致合金的硬度降低。②这时大部分碳化物已经回溶到基体中,进一步增加热处理温度,碳化物的回溶对晶格畸变能增加的贡献已经很小,因此试样硬度随固溶温度的提高逐步降低。

3 结论

(1) GH2036 合金锻态组织中主要由两种类型的碳化物:一种是富 Cr 型的碳化物,呈颗粒状,在晶内和晶界弥散分布;一种是富 Nb、V 型的碳化物,颗粒较大,形状不规则。

(2) 当固溶温度提高到 1 200 °C 时,合金中的碳化物大幅度回溶,当固溶温度提高到 1 220 °C 时,碳化物全部回溶,晶粒尺寸均匀,当固溶温度提高到 1 240 °C 时,晶粒尺寸可以达到 ASTM2.5 ~ 4.5 级。

(3) 合金硬度随着固溶温度的提高而逐渐降低,但是在 1 160 ~ 1 200 °C 固溶处理时,合金硬度随处理温度的提升而小幅度提升,这主要是与碳化物回溶引起的晶格畸变有关。

参考文献

- [1] 褚玉龙,张长田,潘雪纯,等. 航空 GH2036 合金硬度热处理优化及疲劳性能 DIC 分析[J]. 中国测试,2020,46(2):148-154.
- [2] 龚玉汉,李玉清. 高温长时效后 GH2036M 合金中的碳化物和持久蠕变性能的稳定性[J]. 特殊钢,1991,12(6):20-23+28.
- [3] 陈江,朴新欣,张静波,董志宏. 机车内燃机涡轮增压器涡轮盘的激光修复[J]. 中国表面工程,2014,27(2):110-114.
- [4] 牛建科,肖克建. GH2036 合金电渣重熔工艺探讨[J]. 四川冶金,2004,2(6):2-4.
- [5] 牛建科. GH2036 合金质量问题分析与讨论[J]. 特钢技术,2001,31(1):31-34.
- [6] 裴丙红. 改进锻造工艺 GH2036 合金锻件探伤合格率达 100% [J]. 特钢技术,2004,9(4):15-17.
- [7] 李明考. GH2036 合金涡轮盘树枝晶组织与碳化物偏析现象分析[J]. 钢铁研究学报,2011,23(S2):36-39.
- [8] 还传旗. GH2036 涡轮盘锻造工艺的改变与探伤合格率的提高[J]. 特钢技术,2009,15(4):46-47.

王立(1990-),男,工程师,2012 年沈阳理工大学(本科)毕业,高温合金材料开发和研究、失效分析。

E-mail:1057648077@qq.com

收稿日期:2021-03-30