

GH738 合金碳化物析出和回溶规律研究

陈仲强, 邵清安, 赵兴东, 王健妍, 李昌永
(中航工业沈阳黎明航发集团公司, 辽宁 沈阳 110043)

摘 要: GH738 合金热变形及热处理过程中, MC 碳化物和 $M_{23}C_6$ 碳化物的演变行为将对合金性能产生很大影响。对合金进行了 $1100\sim 1170\text{ }^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}$ 的保温处理试验, 研究了碳化物的回溶规律; 并于 MC 碳化物回溶温度 T_{MC} 以上进行预处理后再经标准热处理, 研究了不同阶段碳化物的再析出行为以及预处理温度对碳化物再析出行为的影响。对经 $1080\text{ }^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}\times \text{AC}$ 固溶处理的试样在 $700\sim 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效不同时间, 以观察晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出行为。研究结果表明: 合金中 MC 碳化物的回溶温度为 $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右。在标准热处理前若加热温度超过 T_{MC} , 获得的晶界碳化物呈连续趋势。而低于 T_{MC} 温度, 晶界碳化物呈现断续分布。经等温时效试验和动力学模拟计算可知, GH738 合金中 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出峰值温度为 $900\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

关键词: GH738 合金; 碳化物; 热处理

文献标志码: A **文章编号:** 1001-0963(2013)08-0037-09

Precipitation and Dissolution on Carbide for Superalloy GH738

CHEN Zhong-qiang, TAI Qing-an, ZHAO Xing-dong, WANG Jian-yan, LI Chang-yong
(China Aviation Industry Shenyang Liming Hangfa Group Company, Shenyang 110043, Liaoning, China)

Abstract: The evolution of carbide, such as MC and $M_{23}C_6$, has significantly effects on the mechanical properties during hot deformation and heat treatment for GH738 superalloy. In order to investigate the carbide precipitation and distribution, the grain boundary carbide and its dissolution were analyzed after $1100\sim 1170\text{ }^{\circ}\text{C}\times 4\text{ h}$ WC treatment, as well as after the pre-heat treatment below the MC carbide dissolution temperature T_{MC} or up, then aged at the different steps based on the standard hear treatment. Furthermore, the carbide precipitation behavior was demonstrated at $700\sim 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ aging after $1080\text{ }^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{ h}\times \text{AC}$. These experimental results show that the dissolution temperature of MC carbide is about $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Before the standard heat treatment, the hot temperature excesses T_{MC} , the grain boundary carbide appears as a continuous precipitated morphology, and below T_{MC} , as the discontinuous distribution. Also it was obtained the precipitation peak temperature of $M_{23}C_6$ is $900\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Key words: GH738 superalloy; carbide; heat treatment

GH738 是以 γ' 相沉淀硬化的镍基高温合金, 具有良好的耐燃气腐蚀能力、较高的屈服强度和疲劳性能, 理想的蠕变性能, 广泛用于 $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下燃气轮机和航空发动机涡轮盘、紧固件等承力部件以及要求 $815\text{ }^{\circ}\text{C}$ 抗蠕变和抗氧化的封严环等部件^[1-3]。该合金的晶粒度以及主要强化相 γ' 、碳化物 MC 和 $M_{23}C_6$ 会影响合金的强度、韧性和硬度等力学性能指标。在热加工过程中, MC 可能发生回溶, 而在接下来的热处理过程中, MC 的再析出对晶界碳化物的析出形态有很大影响。 $M_{23}C_6$ 的析出温度范围为 $650\sim 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$, 随着温度的提高其数量逐渐增加。

因此, MC 和 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出行为将会直接影响到合金晶界相的分布状态, 并可能形成晶界碳化物膜^[4]。

该合金中碳化物的含量、分布及形态对合金的性能产生很大的影响, 小且不连续的晶界碳化物会阻止晶界滑移而增强韧性和蠕变抗力, 改善高温持久强度; 而粗大成膜状的碳化物会降低合金的韧性^[5-6]。碳化物的回溶与析出是一个动态的过程, 它与温度和保温时间存在着一定的关系, 同时其回溶与析出规律对再结晶、晶粒度也产生影响^[7-8]。但目前很少有文献系统分析晶界碳化物在不同热处理阶

段的演变规律。因此,研究 GH738 合金中碳化物的回溶与析出规律是掌握碳化物行为对合金性能影响作用的基础。

1 试验材料与方法

合金经真空感应+真空自耗(VIM+VAR)双联工艺冶炼而成,铸锭开坯成截面为 $90\text{ mm} \times 90\text{ mm}$ 的长方条后,被热轧成 $40\text{ mm} \times 40\text{ mm}$ 的长方条,再热轧成 $\phi 30\text{ mm}$ 的棒材。化学成分(质量分数)为: C 0.037, Cr 18.30, Mo 4.27, Al 1.37, Ti 2.84, Fe 1.06, Co 12.77, B 0.008, Ni 余量。在棒料上取样,对样品进行 $1100 \sim 1170^\circ\text{C} \times 4\text{ h}$ 保温后水冷处理,观察分析碳化物的回溶规律。并于 MC 碳化物回溶温度 T_{MC} 以上进行预处理后再经标准热处理($1080^\circ\text{C} \times 4\text{ h}$ 空冷 + $845^\circ\text{C} \times 24\text{ h}$ 空冷 + $760^\circ\text{C} \times 16\text{ h}$ 空冷)的不同阶段对应碳化物的析出行为进行观察分析。为了对 M_{23}C_6 碳化物的析出规律进行研究,进而对经 $1080^\circ\text{C} \times 0.5\text{ h} \times \text{AC}$ 固溶处理的试样在 $700 \sim 1050^\circ\text{C}$ 温度范围内时效不同时间,以观察晶界碳化物的析出行为。

通过金相光学显微镜分析观察晶粒组织,其化学侵蚀剂为:纯 HCl+少量铬酐(其中铬酐主要用作催化剂),浸蚀时间:3~5 s。扫描电镜显微组织制备与观察方法:试样经过机械磨光、抛光后电解抛光,其中电解抛光液为 20% H_2SO_4 + 80% CH_3OH ,电解抛光所用直流电压为 25~30 V,时间为 15~20 s;然后,对电解抛光后的试样进行电解侵蚀,其电解侵蚀的溶液为 150 mL H_3PO_4 + 10 mL H_2SO_4 + 15 g CrO_3 ,电解侵蚀所用的电压为 5 V,时间为 5~10 s。

2 试验结果与讨论

2.1 碳化物回溶规律

经热力学平衡相计算可以看出,GH738 合金的碳化物主要以 MC 和 M_{23}C_6 两种方式析出,理论计算给出 MC 的开始析出温度为 1304°C , M_{23}C_6 开始析出温度为 971°C ^[8]。因此,在温度小于 1080°C 时,主要分析 M_{23}C_6 碳化物随温度的回溶规律,在此温度区间,MC 碳化物的含量不会发生太大的变化;而温度大于 1080°C 时,主要分析 MC 碳化物的回溶规律。

图 1 为合金初始棒料的显微组织形貌。从图中可以看出 γ' 相呈球状均匀地分布于基体中, M_{23}C_6 含量较少,断续地分布于合金的晶界位置。能谱分析表明,合金中尺寸较大的碳化物主要为 MC(TiC),

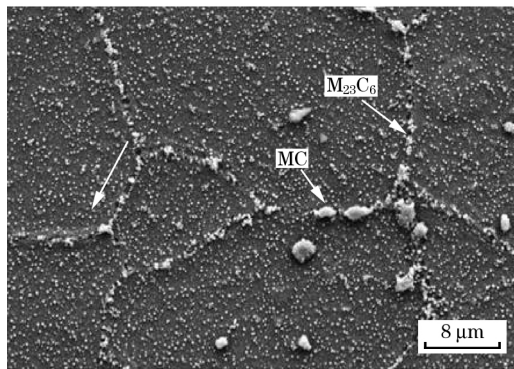


图 1 GH738 合金试样的初始显微组织

Fig. 1 Initial microstructure of GH738 alloy

分布于合金的基体和晶界处。

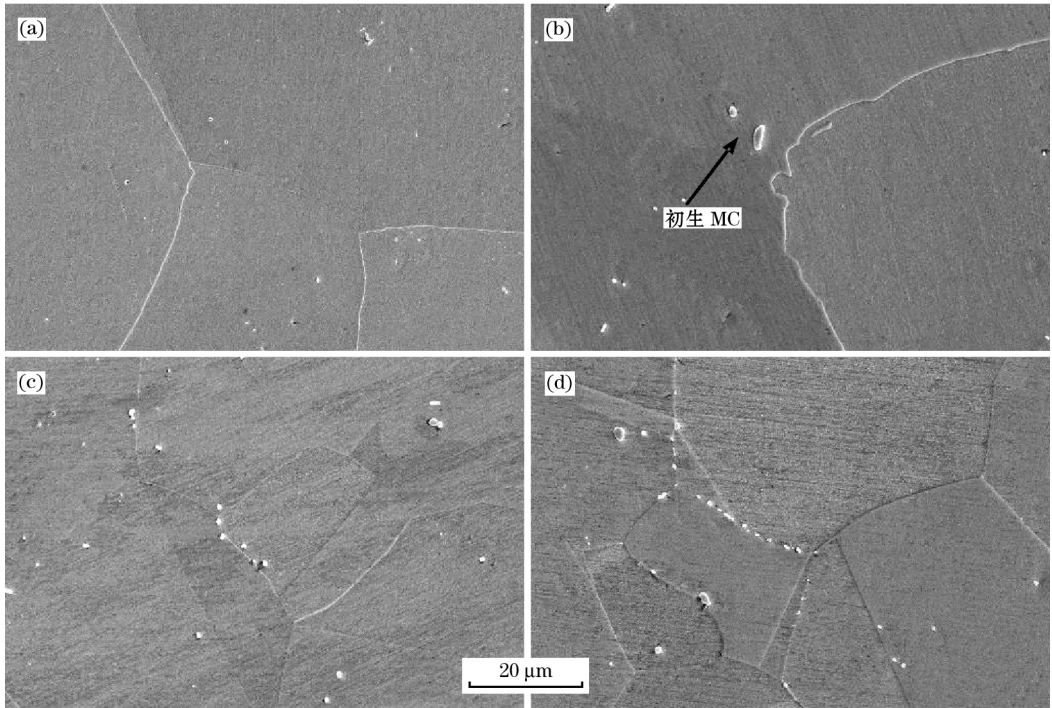
图 2 为样品经不同温度固溶处理后的显微组织形貌。从图 2(a)、(b)中可以看出,合金经 1170°C 和 $1150^\circ\text{C} \times 4\text{ h}$ 的固溶处理后,晶界和晶内的 M_{23}C_6 和 MC 均发生了回溶。GH738 合金中 MC 碳化物可分初生和次生两种,初生 MC 碳化物是在凝固过程形成的,多分布于晶内及晶界处,平均尺寸较大,平衡相计算可知,它的析出温度约为 1304°C ^[9];次生 MC 碳化物是指在合金初熔温度以下在热加工后的冷却、热处理或长期使用过程中由 γ 基体析出或由其他相转变而成的。初生的 MC 碳化物由于尺寸较大而且析出、溶解的温度较高,因此在热加工和热处理的过程中也比较稳定。所以可知,在图 2(b)中未回溶的那部分少量碳化物就是回溶温度较高的初生 MC。

当固溶温度降为 1130°C 时,从图 2(c)可以看出,晶界处的 M_{23}C_6 发生了充分的回溶,而 MC(白色的块状物)仍然存在。由此可以推测,合金 MC 碳化物的回溶温度约为 1150°C 左右。当固溶温度为 1100°C 时,晶界上还能观察到 M_{23}C_6 的存在。

2.2 碳化物的再析出规律

在 GH738 合金热变形的过程中,过高的变形温度会超过 MC 的回溶温度,回溶的 MC 碳化物在空冷及后面的热处理过程中会发生再析出的现象。MC 碳化物的回溶、再析出会导致碳化物膜的形成,进而影响 GH738 合金的使用性能。

为了进一步研究温度大于 MC 回溶温度 T_{MC} 及小于 T_{MC} 时对晶界相的影响规律,主要通过热处理前在大于 T_{MC} 的 1170°C 、 1150°C 和小于 T_{MC} 的 1130°C 、 1100°C 进行预处理,分别观察其组织的演化规律。



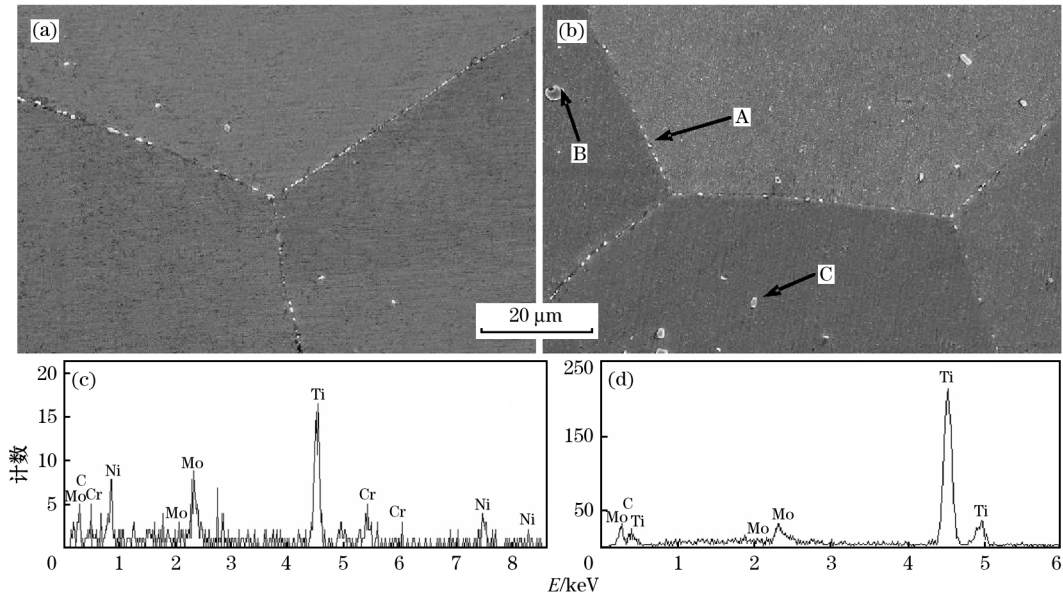
(a) 1170 °C/4h; (b) 1150 °C/4h; (c) 1130 °C/4h; (d) 1100 °C/4h。

图 2 在不同温度固溶水冷后的显微组织形貌

Fig 2 Microstructure after the different solution temperatures and water quench

图 3 为温度大于 MC 回溶温度 T_{MC} (1170 和 1150 °C) 时, 进行预处理后, 再经 1080 °C × 4 h 空冷处理后, 得到的显微组织形貌及对应的 EDS 能谱。对组织内的析出颗粒进行分析表明, B 点颗粒为

TiC, A 点和 C 点处为 (TiMoCr)C 型碳化物。1170 和 1150 °C 是在 MC 碳化物的回溶温度以上, 经过 4 h 的预处理后晶界处的 MC 会发生充分回溶, 当再在 1080 °C 的温度下进行固溶时, MC 会重新沿着合



(a) 1170 °C/4h/ AC+1080 °C/4h/ AC; (b) 1150 °C/4h/ AC+1080 °C/4h/ AC;

(c) A 及 C 点处能谱; (d) B 点能谱。

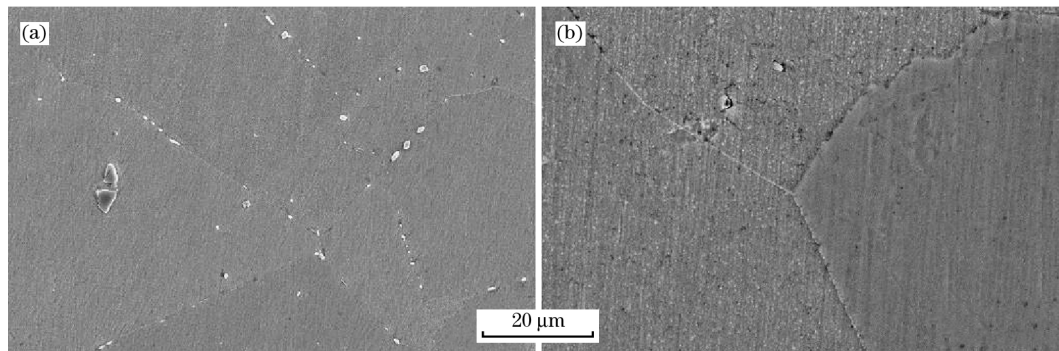
图 3 预处理温度 (T_{MC} 以上) 对显微组织的影响

Fig 3 Effect of the different pre-heat treatment temperature on microstructures

金的晶界处均匀、连续地析出,如图 3(a)和(b)所示。

图 4 为温度小于 M_C 回溶温度 T_{MC} (1130 和 1110 $^{\circ}\text{C}$) 时进行预处理后,再经 1080 $^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ 空冷固溶处理后得到的显微组织形貌。从图 4 中可以看

出,在合金的晶界处没有连续碳化物的析出,但在晶界和基体中有一些颗粒尺寸较大的碳化物存在,它们是经过预处理后遗留下来的,因为预处理的温度 1130 和 1110 $^{\circ}\text{C}$ 没有超过 M_C 碳化物的回溶温度。



(a) 1130 $^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{AC}+1080\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{AC}$; (b) 1100 $^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{AC}+1080\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{AC}$ 。

图 4 不同预处理温度(T_{MC} 以下)对显微组织的影响

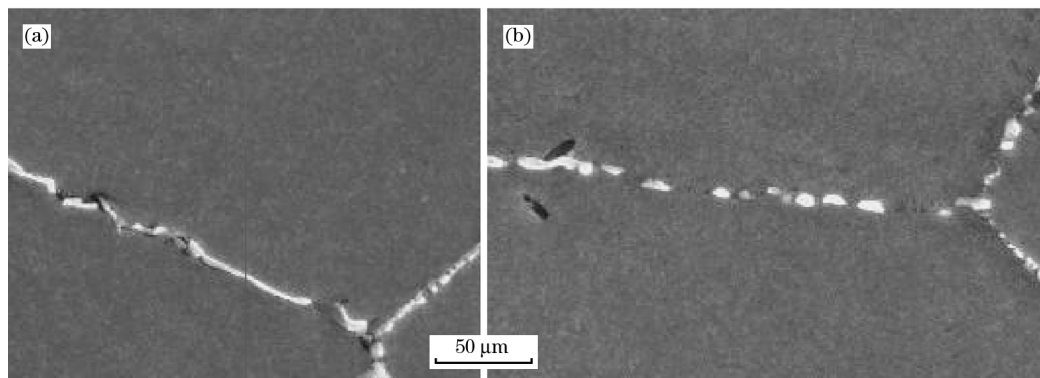
Fig 4 Effect of the different pre-heat treatment temperature on microstructure

对比图 3 和图 4 可以看出,对分别经过温度大于 T_{MC} 及小于 T_{MC} 预处理的 GH738 试样进行 1080 $^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ 空冷处理后,晶界上的碳化物形态已经有明显的不同,温度大于 T_{MC} 时,晶界上的碳化物已经有较连续的趋势,而温度小于 T_{MC} 时,晶界上只有零星的、尺寸较大的 M_C 碳化物存在。

为了进一步研究 GH738 合金晶界碳化物的演化,在以上处理的基础上,再进行 845 $^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$ 空冷的高温时效处理。图 5 为经不同温度预处理后再进行 1080 $^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ 空冷 + 845 $^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$ 空冷得到的晶界碳化物形貌。从图 5 中可以看出,经温度大于 T_{MC} 的预处理(1150 $^{\circ}\text{C}$)及固溶和高温时效处理后,晶界处的碳化物较多、较致密,部分晶界处还出现了棒状的碳化物,如图 5(a)所示。能谱分析表明,此

时晶界上铬的含量明显增加,说明经高温时效处理后,晶界上有 $M_{23}C_6$ 析出^[8]。而预处理温度小于 T_{MC} 时,碳化物断续地分布在晶界处,见图 5(b)。

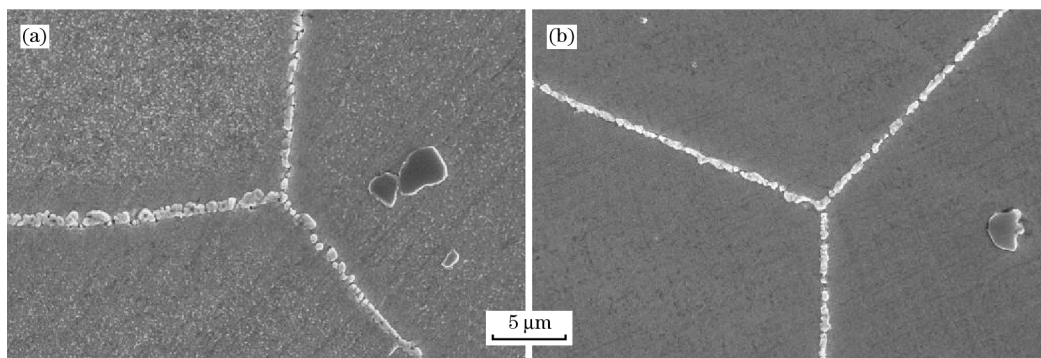
由前述分析可以看出,预处理温度大于和小于 T_{MC} 时,再经固溶 + 高温时效处理,晶界上的碳化物在形貌、数量和连续性上有较大的差别。再进行 760 $^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}$ 空冷时效处理后,观察经过全程标准热处理后最终晶界碳化物形态的差异。图 6 为经在不同温度的预处理后,再进行整个标准热处理制度晶界碳化物的显微形貌。当选择较高的预处理温度(大于 T_{MC})时,得到的最终组织晶界碳化物颗粒粗大呈现连续状,如图 6(a)所示。随着预处理温度的下降,晶界碳化物的连续性下降。当预处理温度高于 T_{MC} 时, M_C 碳化物会回溶于基体中,在 1080 $^{\circ}\text{C} \times$



(a) 1150 $^{\circ}\text{C} \times 4\text{h} \times \text{AC}+1080\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{h} \times \text{AC}+845\text{ }^{\circ}\text{C} \times 24\text{h} \times \text{AC}$; (b) 1100 $^{\circ}\text{C} \times \text{AC}+1080\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{h} \times \text{AC}+845\text{ }^{\circ}\text{C} \times 24\text{h} \times \text{AC}$ 。

图 5 经不同温度的热处理后的 SEM 组织

Fig 5 SEM microstructure after the different heat treatments



(a) $1150^{\circ}\text{C} \times 4\text{h} \times \text{AC} + 1080^{\circ}\text{C} + 845^{\circ}\text{C} \times 24\text{h} \times \text{AC} + 760^{\circ}\text{C} \times 16\text{h} \times \text{AC}$;

(b) $1100^{\circ}\text{C} \times 4\text{h} \times \text{AC} + 1080^{\circ}\text{C} + 845^{\circ}\text{C} \times 24\text{h} \times \text{AC} + 760^{\circ}\text{C} \times 16\text{h} \times \text{AC}$ 。

图 6 经不同的温度预处理+1080℃标准热处理后的 SEM 组织

Fig 6 SEM microstructure after the different heat treatments and after 1080℃ standard heat treatment

4 h 的固溶过程中会沿着晶界重新、较连续地析出,在后面的高温时效处理和时效过程中,析出的 M_{23}C_6 碳化物会沿着晶界与重新析出的 MC 复合,最终导致呈现连续状的碳化物晶界分布形态。

在 GH738 合金的热加工过程中,热变形温度是一个很重要的参数,当温度过高时,也会发生 MC 回溶再析出的现象。所以,在热变形时应该避免高于 $T_{\text{MC}} \geq 1150^{\circ}\text{C}$,否则容易出现碳化物在晶界连续状甚至形成晶界碳化物膜的现象。根据文献报道,这种形态的碳化物会显著降低合金的性能;而恰当的热变形温度,得到的晶界碳化物在晶界处断续分布,这种形态的碳化物对 GH738 合金的晶界起到强化的作用,均匀分布的细小晶界碳化物颗粒对高温合金的强度有利。

2.3 晶界碳化物等温时效析出规律

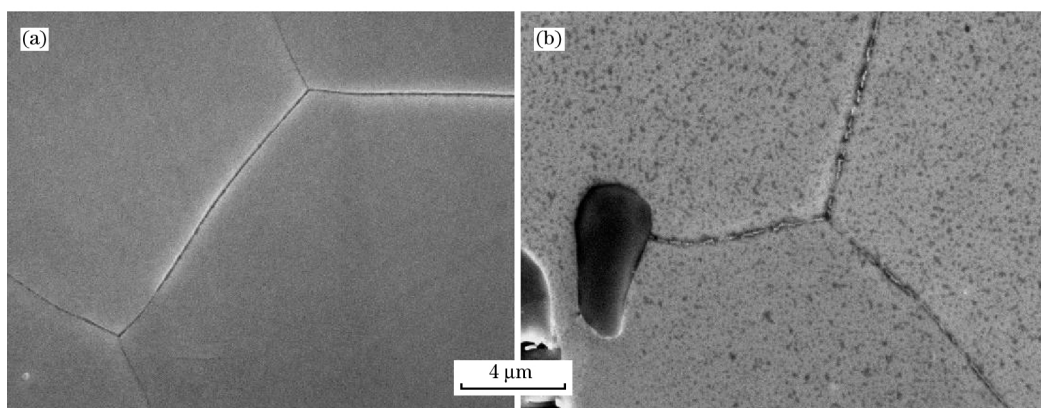
高温合金热处理中高温时效的主要目的是在合

金的晶界上析出一定量的各种碳化物,对于 GH738 合金此时主要析出的碳化物为 M_{23}C_6 。因此,有必要研究 M_{23}C_6 的析出规律以及其析出的峰值温度,这对热处理制度的调整和制定有重要的指导意义。对经 $1080^{\circ}\text{C} \times 0.5\text{h} \times \text{AC}$ 固溶处理的试样在试验温度范围内进行不同时间的等温时效,观察晶界碳化物的析出行为。

合金在 700°C 等温时效后的组织形貌如图 7 所示。可见,在 700°C 经过 2 h 时效后,晶界无析出相;时效 96 h 后晶界上出现细小而又连续的析出相,呈链状分布。

图 8 为 GH738 合金在 760°C 等温时效后的组织形貌。从图中可以看出,当时效 20 min 后,合金晶界有非常少量的析出相析出;时效 2 h 后,合金晶界有细小的颗粒相析出,这些颗粒相呈链状分布。

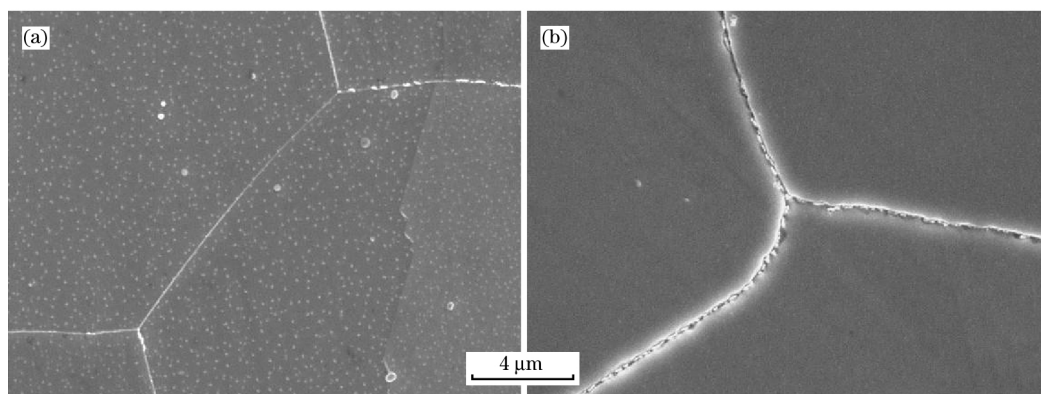
合金在 800°C 等温时效后的组织形貌如图 9 所



(a) 2 h; (b) 96 h。

图 7 GH738 合金在 700°C 等温时效后的 SEM 组织

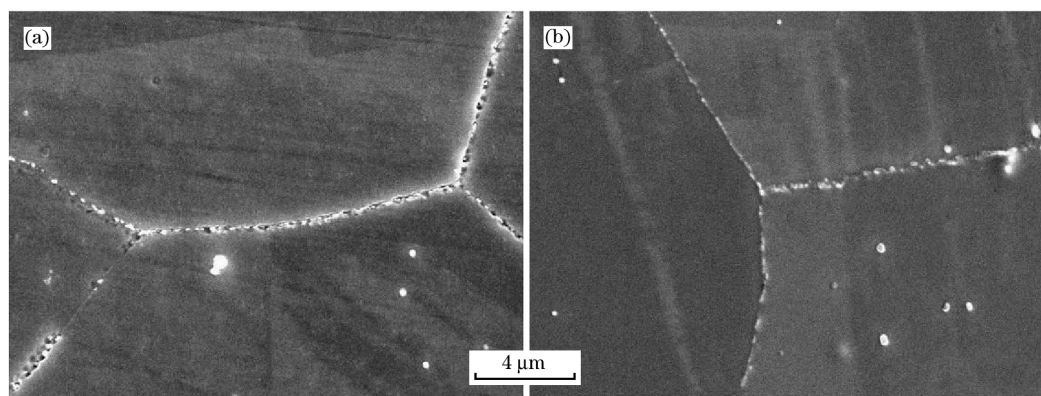
Fig 7 SEM microstructures after 700°C aging for different time



(a) 20 min; (b) 2 h。

图 8 GH738 合金在 760 °C 等温时效后的 SEM 组织

Fig 8 SEM microstructures after 760 °C aging for different time



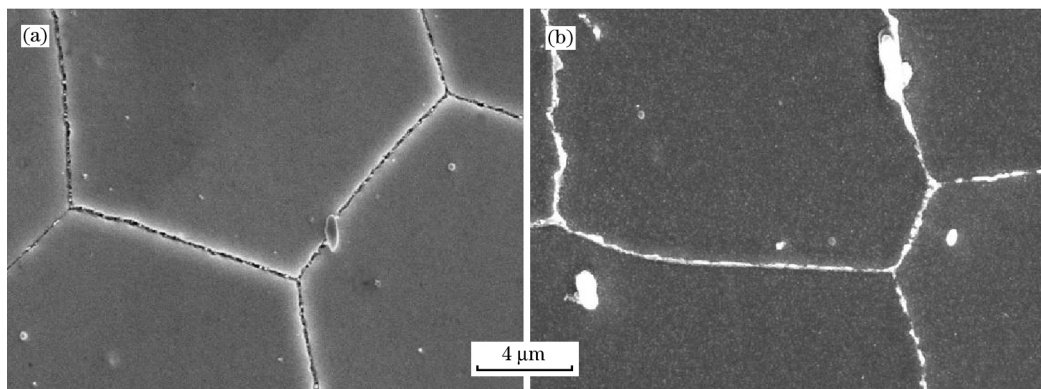
(a) 5 min; (b) 2 h。

图 9 GH738 合金在 800 °C 等温时效后的 SEM 组织

Fig 9 SEM microstructures after 800 °C aging for different time

示。可以看出,合金仅时效 5 min 后,晶界便有一些析出相析出,但数量不是很多;随着时效时间的延长,到 2 h 时,析出数量增多,但是颗粒依旧很细小,呈链状分布于晶界。

合金在 843 °C 等温时效后的组织形貌如图 10 所示。可以看出,合金时效 5 min 后,晶界便有不少析出相析出;随着时效时间延长到 2 h 时,析出数量增多,但颗粒仍然比较细小,呈链状分布于晶界;时



(a) 5 min; (b) 24 h。

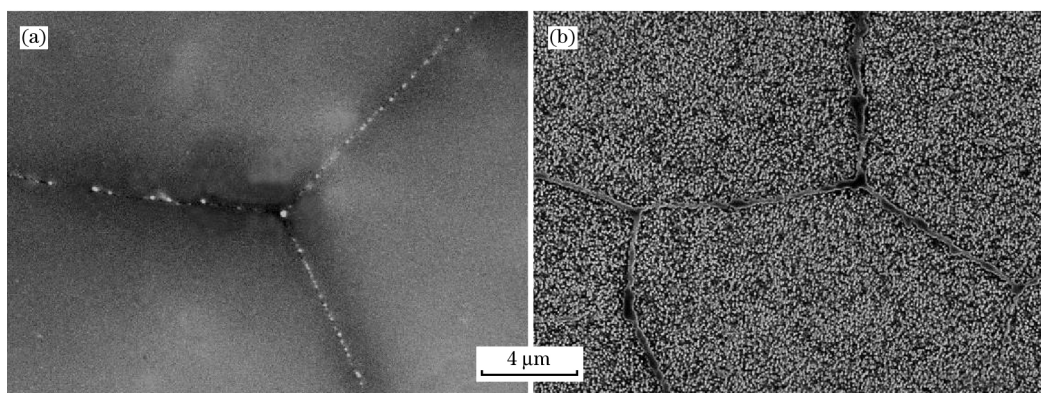
图 10 GH738 合金在 843 °C 等温时效后的 SEM 组织

Fig 10 SEM microstructures after 843 °C aging for different time

效 24 h 后,晶界析出相明显长大,但仍呈链状分布。

图 11 为合金在 950 °C 等温时效后的组织形貌。从图中可以看出,合金仅时效 5 min 后,晶界已有大量的析出相析出,但颗粒比较细小;当时效时间达到 2 h 后,晶界析出相急剧增多并长大。此时,观察到晶内弥散析出的细小 γ' 强化相。

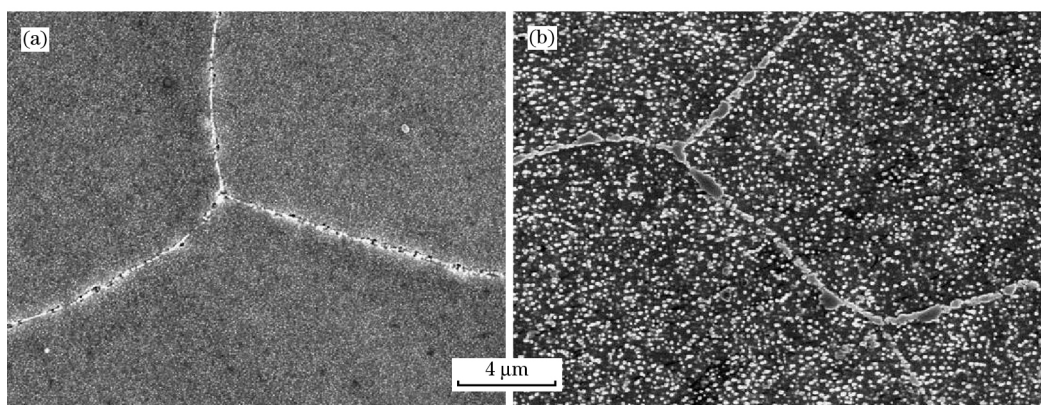
合金在 996 °C 等温时效后的组织形貌如图 12 所示。从图中可以看出,合金时效 5 min 后,晶界已有大量的析出相析出,并观察到晶内细小的 γ' 强化相,说明在此温度下, γ' 强化相的析出速率很快;当时效时间达到 2 h 后,晶界析出相急剧增多,晶内的 γ' 强化相也粗化长大,但数量相对于 950 °C 时效 2 h 少。



(a) 5 min; (b) 2 h。

图 11 GH738 合金在 950 °C 等温时效后的 SEM 组织

Fig 11 SEM microstructures after 950 °C aging for different times



(a) 5 min; (b) 2 h。

图 12 GH738 合金在 996 °C 等温时效后的 SEM 组织

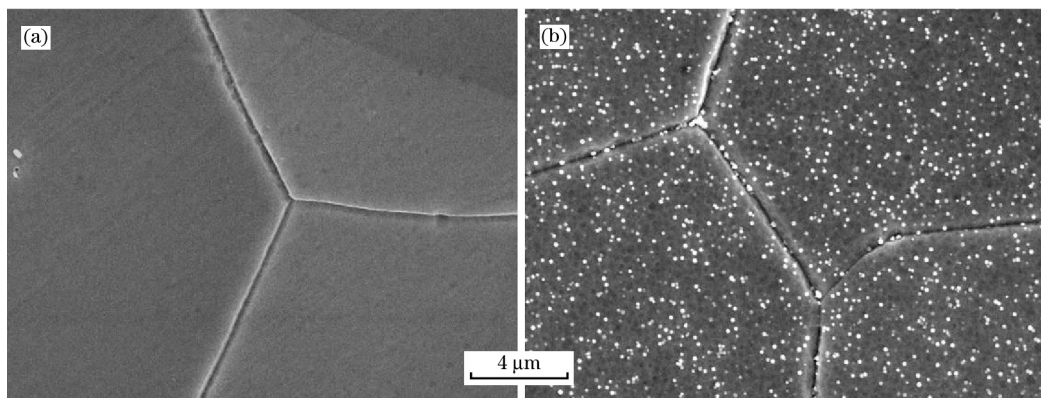
Fig 12 SEM microstructures after 996 °C aging for different times

由图 9~12 可以看出,在 800~996 °C 温度范围等温时效几分钟,晶界上即出现析出相,并且根据其析出特点和析出量,可推测其析出峰在 900~996 °C。在此温度范围内,随着时效时间的延长,晶界析出相明显增多并长大。随着时效温度的降低,析出相在晶界的析出越来越慢,低于 900 °C 时效时,随着时效时间的延长,晶界析出相长大缓慢;在 1050 °C 时效时,随时效时间的延长,晶界无析出相析出,如图 13 所示。

因此,根据不同温度、不同时间等温时效后晶界

析出相的组织形貌,可得到 GH738 合金中晶界析出相的等温转变动力学曲线,如图 14 所示,可以初步通过碳曲线确定,GH738 合金中 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出峰值温度为 900~950 °C 之间。

以上为通过试验对 GH738 合金中 $M_{23}C_6$ 的晶界析出行为进行了研究,但是只能判断合金晶界析出相的整体析出情况,为了进一步确定其析出行为,通过动力学模拟软件 JMatPro-demo 计算合金中 $M_{23}C_6$ 的等温析出动力学曲线,如图 15 所示。对比试验结果与计算曲线,两者有较大的吻合度。



(a) 5 min; (b) 2 h。

图 13 GH738 合金在 1050 °C 等温时效后的 SEM 组织

Fig 13 SEM microstructures after 1050 °C aging for different times

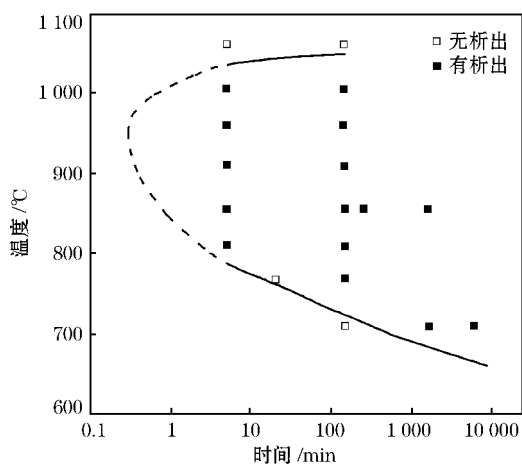
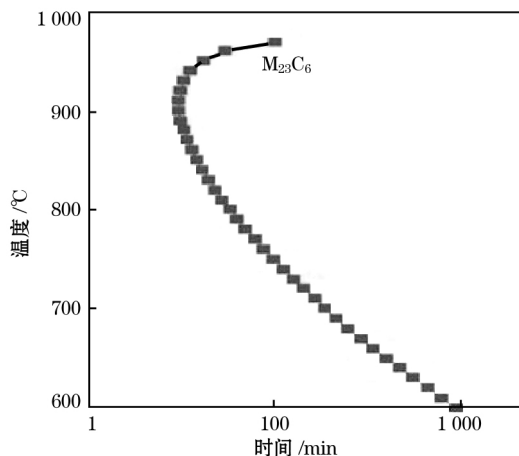
图 14 GH738 合金在等温时效过程中晶界 $M_{23}C_6$ 析出相的等温转变动力学曲线Fig 14 Isothermal transformation kinetics curve for GH738 alloy $M_{23}C_6$ precipitates in grain boundary

图 15 JMatPro-demo 模拟计算 TTT 曲线

Fig 15 TTT curve by JMatPro-demo simulation

从等温时效处理试验和模拟计算的结果可以看出, GH738 合金中 $M_{23}C_6$ 的析出峰值温度为 900 ~ 950 °C。

3 结论

1) GH738 合金中 MC 碳化物的回溶温度为 1150 °C 左右。回溶的 MC 碳化物在 1080 °C 固溶过程中会沿着晶界呈小颗粒状均匀连续地析出。

2) 在经标准热处理 (1080 °C × 4 h 空冷 + 845 °C × 24 h 空冷 + 760 °C × 16 h 空冷) 前若加热温度超过 MC 碳化物回溶温度, 获得的晶界碳化物呈连续趋势。而低于 MC 回溶温度, 晶界碳化物呈现断续分布。因此, 在 GH738 合金的热加工过程中, 应避免过高的热变形温度, 否则会因为 MC 碳化物的回溶和再析出而引起碳化物在晶界宽化成膜的现象。

3) 经等温时效试验和动力学模拟计算可知, GH738 合金中 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出峰值温度为 900 ~ 950 °C 之间, 可根据此结果控制其在晶界上的析出行为。

参考文献:

- [1] LIU X B, KANG B, CHANG K M. The Effect of Hold-Time on Fatigue Crack Growth Behaviors of Waspaloy Alloy at Elevated Temperature [J]. Mater Sci Eng A, 2003(340):8.
- [2] 姚志浩, 董建新, 张麦仓, 等. GH864 合金显微组织与力学性能的关联性[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9):1565.
- [3] 姚志浩, 董建新, 张麦仓, 等. GH864 合金 870 °C 高温时效过程中强化相的退变[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(10):43.
- [4] Lvov G, Levit V I, Kaufman M J. Mechanism of Primary MC Carbide Decomposition in Ni-base Superalloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004(35):1669.

- [5] CHANG K M, LIU X B. Effect of γ' Content on the Mechanical Behavior of the Waspaloy Alloy System [J]. Mater Sci Eng A, 2001(308):1.
- [6] Kelekanjeri V, Siva Kumar G, Gerhardt Rosario A. Characterization of Microstructure Fluctuations in Waspaloy Exposed to 760 °C for Times up to 2500 h [J]. Electrochimica Acta, 2006(51):1873.
- [7] 姚志浩, 董建新, 张麦仓. GH738 高温合金热变形过程显微组织控制与预测 I——组织演化模型的构建[J]. 金属学报, 2011, 47(12):1581.
- [8] 姚志浩, 王秋雨, 张麦仓, 等. GH738 高温合金热变形过程显微组织控制与预测 II——组织演化模型验证与应用[J]. 金属学报, 2011, 47(12):1591.
- [9] 洪成森, 姚志浩, 董建新, 等. Waspaloy 合金碳化物和 γ' 相析出规律的热力学计算[J]. 北京科技大学学报, 2008, 30(9):1018.

《钢铁研究学报》征稿启事

《钢铁研究学报》是由中国钢铁工业协会主管,中国钢研科技集团有限公司主办的冶金类学术期刊(CN 11-2133/TF;ISSN 1001-0963),是中国冶金界很有影响力的学术性刊物之一。自 1981 年创刊以来,先后多次在全国和冶金科技期刊评比中获奖。连续多年入选中文核心期刊和中国科技论文统计源期刊,被国内许多著名检索刊物及数据库收录。现任主编为干勇院士,殷瑞钰院士为名誉主编。

《钢铁研究学报》以反映钢铁工业科技发展的新动向、推动学术交流、培养和发现科技人才为宗旨,以研究和开发钢铁新材料所进行的前瞻性理论探讨、尖端工艺技术探索性实验为主要报道内容,涵盖了运用新概念、新思路研发的先进钢铁材料、高品质特殊钢、高温合金、新一代金属间化合物、金属功能材料、粉末冶金、结构用钛合金、功能与结构复合型钢铁材料等。

《钢铁研究学报》现为月刊,大 16 开,页码为 64 页,期刊为自办发行。主要栏目有:综合论述、冶炼加工、材料研究、测试与控制等。

1 征稿对象

在科研单位、大专院校、生产企业、技术监督、质检商检等部门从事钢铁材料研究、生产、加工和使用的专家、学者、工程技术人员、研究生、管理人员等。

2 征稿范围

1) 具有创新性和有重大推广、应用价值的高水平的原创性学术、技术论文。同时,刊登行业内丰富实践经验和较高理论水平的专家撰写的综述性文章。

2) 能够反映学科领域最新的、最前沿的科学技术水平和发展动向的学术论文。以报道学术研究成果中新的观点、新的分析方法、新的数据和结论为主要内容。

3) 能够反映在研究开发和生产实践中的先进技术和装备的技术论文。将应用国内外已有的理论来解决设计、技术、工艺、材料研发过程中的具体技术问题作为报道的主要内容。

4) 对学科的某一领域近期的研究成果、进展情况进行比较全面、系统概括和总结的基础上,提出合乎逻辑、具有前瞻性观点和建议的综述文章。

3 投稿和联系方式

请登录《中国钢铁期刊网》网站(<http://www.chinamet.cn>)。点击《钢铁研究学报(中文版)》的图标或刊名导航条,进入期刊的首页了解详情。

联系人:赵航、党玉华;邮箱:gtjyxb@163.com;电话:010-62182512/62182340;传真:010-62182341;通讯地址:北京市海淀区学院南路 76 号;邮编:100081。