

GH4141 高温合金碳化物析出行为调控研究

国嘉容¹, 马河川¹, 肖东平^{2,3}, 周 扬^{2,3}, 张宏凯¹

(1. 西安交通大学机械工程学院, 陕西 西安 710049; 2. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300; 3. 攀钢集团有限公司, 四川 攀枝花 617000)

摘 要:探讨了固溶温度(1 080 ~ 1 190 °C)、时效温度(850 ~ 950 °C)、时效时间(20 ~ 60 min)对 GH4141 高温合金碳化物析出行为影响及晶界析出特征的调控。研究表明,固溶温度是影响碳化物析出位置的关键因素。1 120 °C 固溶处理能有效促进合金元素的晶界偏析,诱导 MC 和 M₆C 碳化物沿晶界连续析出。与之相反,1 190 °C 固溶使碳化物在晶内、晶界弥散分布。在时效过程中,900 °C 时效有利于形成稳定的碳化物沿晶界析出特征,900 °C 时效超过 40 min 则会诱发 Mo、Cr 元素的协同偏聚及粗大 MC 碳化物析出。结合析出特征分析及力学性能测试,最终确定 1 120 °C 固溶(0.5 h)结合 900 °C 时效(1 h)为优化热处理工艺,该工艺能实现对 MC 与 M₆C 碳化物沿晶界的析出调控,且适用于较宽范围晶粒度的合金,并可赋予合金高强度,为高性能 GH4141 高温合金的制造提供了重要的理论依据。

关键词:GH4141 高温合金;碳化物;热加工;微观组织;力学性能

中图分类号:TF044

文献标志码:A

文章编号:1004-7638(2026)04-0135-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.04.016

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Study on regulation of carbide precipitation behavior in GH4141 superalloy

GUO Jiarong¹, MA Hechuan¹, XIAO Dongping^{2,3}, ZHOU Yang^{2,3}, ZHANG Hongkai¹

(1. State Key Laboratory of Manufacturing Systems Engineering, School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, Shaanxi, China; 2. Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610300, Sichuan, China; 3. Pangang Group Co., Ltd., Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: In this study the effects of heat treatment parameters including solution treatment temperatures (1 080-1 190 °C), aging temperatures (850-950 °C), and aging durations (20-60 min) on the carbide precipitation behavior and the regulation of grain boundary precipitation characteristics in GH4141 superalloy had been investigated. The results indicate that solution temperature is the key factor influencing the carbide precipitation location. Solution treatment at 1 120 °C effectively promotes grain boundary segregation of alloy elements, inducing continuous precipitation of MC and M₆C carbides along grain boundaries. In contrast, solution treatment at 1 190 °C results in dispersed distribution of carbides within grains and at grain boundaries. During the aging process, aging at 900 °C facilitates the formation of stable carbide precipitation characteristics along grain boundaries; however, aging at 900 °C for more than 40 min induces synergistic segregation of Mo and Cr elements and the precipitation of coarse MC carbides. By combining the results from precipitation characteristic analysis and mechanical property testing, it is found out that the optimal heat treatment process is determined to be 1 120 °C solution (0.5 h) combined with 900 °C aging (1 h). This process enables tailoring of MC and M₆C carbides along

收稿日期:2025-10-31; 修回日期:2026-03-05; 接受日期:2026-04-27

作者简介:国嘉容, 2003 年出生, 女, 河北保定人, 硕士研究生, 主要从事高温合金组织性能调控研究, E-mail: xjtuGuoJiarong@stu.xjtu.edu.cn。

grain boundaries, it is suitable for alloys with a wide range of grain sizes, and achieves the high strength, providing an important theoretical basis for the manufacturing of high-performance GH4141 superalloy.

Key words: GH4141 superalloy; carbide precipitation; hot working; microstructure; mechanical properties

0 引言

GH4141 作为一种沉淀硬化型镍基高温合金,因其优异的高温强度、抗氧化性、耐腐蚀性以及抗蠕变性能^[1-2],被广泛应用于航空航天、舰船、化工等领域的高温部件。该合金在 870 ℃ 以下可保持高强度,在 980 ℃ 以下具有良好的抗氧化性能^[3],同时具备良好的加工性能和热稳定性,适用于复杂形状部件的制造^[4]。

GH4141 合金的微观组织中常见碳化物类型包括富 Ti 的 MC 型、富 Mo 的 M_6C 型以及富 Cr 的 $M_{23}C_6$ 型碳化物^[5]。这些碳化物的形貌、尺寸、分布和数量显著影响合金的强度、塑性、蠕变抗力及断裂行为等力学性能^[6]。大量研究表明,细小且弥散分布的碳化物,尤其是位于晶界处的小尺寸非连续性 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 碳化物,可通过钉扎效应^[7]抑制晶界迁移和晶粒长大^[8],阻碍晶界滑移,从而提高合金的高温强度^[9]、蠕变抗力^[10]和持久寿命^[11],同时增强晶界的抗裂纹扩展能力^[12],对合金在高温服役条件下的可靠性与使用寿命具有重要影响^[13]。然而,当碳化物在晶界过度析出并形成粗大连续的薄膜状结构时,将显著恶化合金的韧性,成为裂纹萌生与扩展的优选路径,导致晶界脆化及早期断裂^[14]。

现有研究多聚焦于碳化物析出温度窗口与形貌特征,对热处理参数协同作用下的扩散-析出关联机制缺乏系统解析^[15]。先前的研究表明,碳化物的析出行为主要受固溶温度、时效时间和冷却速率等热处理参数的显著影响^[16]。张献光等^[17]指出,均匀化处理温度与时间对 GH4141 合金中碳化物的溶解与残留情况具有显著影响,进而影响后续的加工性能。肖东平等^[18]通过热压试验研究了均匀化处理的 GH4141 合金在不同变形温度和应变速率下的热变形行为,构建了该合金的热变形本构方程,并分析了热变形过程中微观组织的演变规律。张昭等^[19]的研究表明,高温拉伸时沿晶界分布的链状 M_6C 与 $M_{23}C_6$ 碳化物能有效提升晶界塑性,促使断口形成大量韧窝,而粗大 MC 碳化物则易引发应力集中成为裂纹源。此外,他们还发现蠕变过程中碳化物与基体界面处易萌生微孔,微孔聚合导致沿晶裂纹扩展^[12]。这些工作明确了合金力学性能与损伤行为取决于碳化物在热处理过程中形成的特征,包括类型、

尺寸及空间分布等。尽管现有研究揭示了碳化物析出行为的部分规律,但在碳化物的精确调控方面仍存在不足,大多聚焦单一的固溶或时效参数对碳化物的影响,未明确固溶温度-时效温度-时效时间三参数协同对碳化物析出位置及形貌的耦合调控规律,对于碳化物的扩散行为、析出位置及形貌的影响机制尚缺乏系统研究^[20]。

为系统探究热处理参数对 GH4141 合金碳化物析出行为的影响规律,揭示碳化物沿晶界析出的微观调控机制,为高温合金晶界工程提供新策略。笔者通过分析不同热处理制度下碳化物的析出位置及形貌特征,阐明其动态演变过程及对合金力学性能的影响机制。结合固溶时效参数的协同影响,提出适配宽应变范围的晶界碳化物析出热处理工艺。研究成果可为精确调控 GH4141 合金碳化物析出特征、优化热处理工艺提供理论依据,并为航空航天等高端装备制造领域提供技术支撑。

1 试验与检测

1.1 试验材料与方法

试验采用 GH4141 高温合金开坯棒材,主要化学成分如表 1 所示,平均晶粒尺寸为 88 μm ,晶粒度 ASTM-4.5 级。合金开坯料晶内及晶界均有少量碳化物。沿开坯棒材的径向利用电火花切割 $\varnothing 10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的圆柱试样。在箱式加热炉(科晶, KSL-1200X-5L-UL)中对 GH4141 高温合金样品进行固溶及时效处理,样品随炉加热至目标温度。基于 GH4141 高温合金的标准热处理制度(1 080 ℃, 0.5 h; 760 ℃, 1 h)^[12],设定固溶温度分别为 1 080、1 120、1 190 ℃,保温时间为 0.5 h,为获得相对均匀的过饱和固溶体,保温结束后的样品空冷至室温;时效处理设定为在 850、900、950 ℃,时效处理的升温速率为 10 ℃/min,时效保温时间为 20 ~ 60 min。

表 1 GH4141 高温合金化学成分
Table 1 Chemical composition of GH4141 superalloy %

Cr	Co	Mo	Ti	Al	C	B	Si	Mn	Ni
19.45	11.36	10.4	3.1	1.41	0.09	0.007	<0.01	<0.01	Bal.

1.2 微观组织及力学性能测试

热处理后的试样经过标准研磨、抛光后,采用

8 g CuSO_4 +40 mL HCl +40 mL $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 的腐蚀液进行碳化物腐蚀,腐蚀时间 10~20 s,腐蚀后用无水乙醇冲洗并吹干。使用扫描电子显微镜(ZEISS sigma 300)观察试样中的各类碳化物,碳化物含量通过面积分数进行评估,碳化物面积分数及尺寸通过 ImageJ 软件选取 50 个以上颗粒进行测量,并采用平均值 $\pm$ 标准差表示。力学性能通过 CMT-5105 万能试验机对 $\varnothing 6\text{ mm}\times 8\text{ mm}$ 的圆柱试样进行室温压缩测试,压缩速率为 0.1 mm/min,获得合金室温压缩强度;对样品进行高温(800 $^{\circ}\text{C}$)拉伸试验,试样的标距段长度和宽度分别为 14 mm 和 4 mm,厚度为 1.5 mm,拉伸速率为 1 mm/min,测定了材料的高温抗拉强度、屈服强度和延伸率。

2 结果与讨论

2.1 热处理参数对碳化物特征影响规律

GH4141 合金中主要包含 M_{23}C_6 型、 M_6C 型及 MC 型三类碳化物,其回溶行为存在显著差异。根据先前报道中基于 JMatPro(v.9.0)软件获得的 GH4141 的热力学平衡相图(图 1)^[17],MC 型碳化物回溶温度最高,约为 1 330.6 $^{\circ}\text{C}$,处于固液两相区,热稳定性高,在常规固溶热处理中难以完全回溶,即便在 1 210 $^{\circ}\text{C}$ 长时间均匀化 50 h 后,组织中仍存在少量残留^[18]; M_6C 型碳化物的平衡回溶温度约为

1 105.8 $^{\circ}\text{C}$,在 1 160 $^{\circ}\text{C}$ 保温 50 h 或 1 190 $^{\circ}\text{C}$ 保温 3 h 后可完全溶解,其稳定存在温度区间约为 900~1 050 $^{\circ}\text{C}$; M_{23}C_6 型碳化物的回溶温度约为 899.8 $^{\circ}\text{C}$,在 1 130 $^{\circ}\text{C}$ 下经 3 h 中低温均匀化处理后基本可回溶。

开坯态 GH4141 合金在 1 080、1 120 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 190 $^{\circ}\text{C}$ 进行保温 0.5 h 固溶处理,随后在 900 $^{\circ}\text{C}$ 进行保温 1 h 时效处理。图 2(a)(d) 展示了 1 080 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 0.5 h 后碳化物的形貌、空间分布及不同碳化物的 EDS 成分分析。小尺寸 M_6C 碳化物沿晶界连续析出,呈颗粒状分布;大尺寸块状 MC 碳化物主要分布于晶界,在晶内同样可见。部分 MC 碳化物周围伴随有 M_6C 碳化物析出,说明 MC 碳化物可为 M_6C 提供形核位置。图 2(b)(e) 为 1 120 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 0.5 h 后碳化物的分布情况。MC 和 M_6C 碳化物均沿晶界析出,其中 MC 呈不规则块状, M_6C 呈连续长链状。在 MC 碳化物周围同样观察到 M_6C 析出,因其均位于晶界,故可认为 M_6C 也为沿晶析出。当固溶温度提高至 1 190 $^{\circ}\text{C}$ 后,碳化物析出形貌及空间分布如图 2(c)(f) 所示。大尺寸块状 MC 碳化物在晶界和晶内均有析出,部分晶界 MC 碳化物呈现向晶内延伸的趋势; M_6C 碳化物主要沿晶界连续析出,但晶内也出现颗粒状 M_6C ,且部分围绕晶内 MC 碳化物析出。

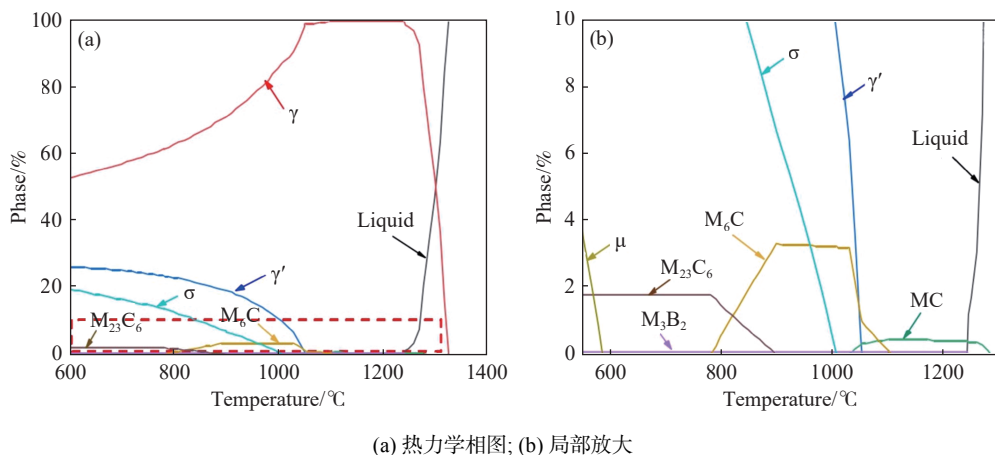


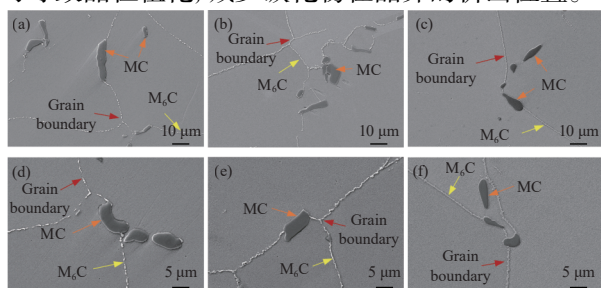
图 1 GH4141 合金热力学相图及局部放大^[17]

Fig. 1 Thermodynamic phase diagram and local enlarged view of GH4141^[17]

GH4141 合金在不同温度固溶处理后碳化物特征及变化趋势如表 2 所示,随固溶温度升高, M_6C 和 MC 碳化物含量均呈现先增后减的演变规律。这归因于在过高的固溶温度处理中,虽然富 Ti 的 MC 碳化物热稳定性较高,不易回溶,但是原子扩散能力增强,MC 碳化物变得热力学不稳定并发生分解反应^[5],易分解为 M_{23}C_6 、 M_6C 、 γ 、 η 相^[18]。尺寸较

小、较不稳定的 MC 颗粒转化为 M_6C 碳化物,甚至回溶至基体,从而导致 MC 含量减小,而留存下来的主要是较稳定、尺寸较大的核心颗粒,因此 MC 碳化物平均尺寸变化不大。在晶界以颗粒状或链状析出的 M_6C 碳化物能更好地钉扎晶界,抑制晶界滑移,对提升高温持久和蠕变性能有益^[21]。1 120 $^{\circ}\text{C}$ 保温 0.5 h 固溶处理可视为调控 GH4141 合金中

MC 和 M_6C 碳化物沿晶界析出的较优工艺。过高的固溶温度不仅不利于碳化物沿晶界析出调控,还可导致晶粒粗化,减少碳化物在晶界的析出位置。



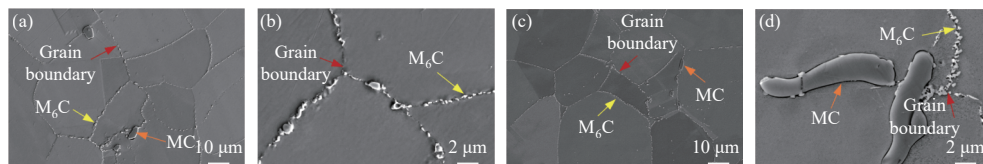
(a)(d) 1080 °C; (b)(e) 1120 °C; (c)(f) 1190 °C

图 2 不同温度固溶处理后碳化物形貌及空间分布 SEM 图
Fig. 2 SEM images of carbide morphology and spatial distribution after solution treatment at different temperatures

表 2 不同温度固溶处理后两种碳化物的析出特征

Table 2 Precipitation characteristics of two types of carbides after solution treatment at different temperatures

Solution temperature/°C	MC			M_6C		
	Content/%	Location characteristics	Average size/ μm	Content/%	Location characteristics	Size distribution range/ μm
1 080	2.422	Grain boundary, grain interior	4.951	0.939	Grain boundary	0.092 ~ 0.314
1 120	3.145	Grain boundary	4.857	1.554	Grain boundary	0.104 ~ 0.298
1 190	1.408	Grain boundary, grain interior	4.972	1.080	Grain boundary, grain interior	0.084 ~ 0.335



(a)(b) 850 °C; (c)(d) 950 °C

图 3 不同温度时效处理后碳化物形貌及空间分布 SEM 图

Fig. 3 SEM images of carbide morphology and spatial distribution after aging treatment at different temperatures

不同温度时效处理后两种碳化物的析出特征如表 3 所示,随时效温度升高,MC 和 M_6C 碳化物含量均呈现先增大后减小的趋势,析出位置由晶界扩散至晶界和晶内。这是由于固溶处理后,合金基体处于过饱和状态,包含了大量的 C、Ti、Mo 等碳化物形成元素。中低温时效过程中,随温度升高,原子扩散能力增强,为碳化物的析出提供了动力学条件,MC 和 M_6C 碳化物尺寸及含量均增大。高温时效过程中,MC 碳化物会分解为更稳定的二次碳化物。分解从颗粒表面或界面开始,导致 MC 颗粒整体尺寸缩小,直至完全消失,同时生成 M_6C 碳化物,但过高的温度也导致了 M_6C 碳化物的部分回溶。根据菲克扩散定律,元素扩散系数服从阿伦尼乌斯关系 $D = D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$,参考镍基合金体系扩散数据,计算得到 Mo 元素在 900 °C 的扩散系数约为 $2.3 \times 10^{-16} m^2/s$,是 850 °C 时的 21 倍。充足的原子长程扩

对 1 120 °C 保温 0.5 h 固溶处理的 GH4141 合金依次进行 850、900、950 °C 三种时效温度保温 1 h 处理。图 3(a)(b) 展示了 850 °C 时效 1 h 后碳化物的析出形貌,晶界为 M_6C 与 MC 碳化物的主要析出位置,细小的颗粒状 M_6C 碳化物与大尺寸块状 MC 碳化物沿晶界弥散分布。该温度下原子扩散能力有限,碳化物形核率高但长大缓慢,因而形成尺寸细小、分布弥散的析出特征。900 °C 时效 1 h 后的碳化物析出特征如图 2(b)(e) 所示,在上文已经讨论。图 3(c)(d) 展示了时效温度进一步提高至 950 °C 的碳化物分布特征, M_6C 与 MC 碳化物在晶界形核,同时在晶内也发生弥散析出,呈现“晶界+晶内”复合分布的特征,但晶界处析出密度更高。

散能力为其在晶界偏聚并形成连续 M_6C 链提供了动力学条件。随时效温度进一步升高,碳化物析出区域由晶界扩展至晶内,不利于发挥晶界强化作用。900 °C 时效制度能够在 GH4141 合金中诱导高体积分数的碳化物在晶界析出,高含量的晶界碳化物通常被认为在不损失塑性的同时最大限度地提升合金的高温强度与蠕变性能^[9,14]。因此,900 °C 可视为调控 GH4141 合金中 MC 和 M_6C 碳化物沿晶界析出的较优时效制度。

2.2 时效时间对碳化物析出行为影响规律

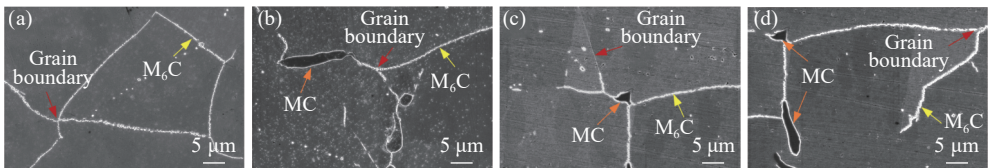
在 GH4141 合金的时效过程中,碳化物的析出行为受控于元素扩散与相变热力学。图 4 展示了在 1 120 °C 固溶 0.5 h 后经 900 °C 不同时间时效处理的碳化物形貌演变。900 °C 时效 20 min 后合金中碳化物的形貌及空间分布如图 4(a)(b) 所示,MC 碳化物呈现为清晰、不规则的多边形或块状,集

中分布于晶界; M_6C 碳化物主要以细小、弥散的点状或颗粒形态分布在 MC 碳化物周围及晶界。图 4(c)(d) 为 900 °C 时效 40 min 后碳化物的析出情况, MC 碳化物形貌保持稳定, 析出位置保持在晶界;

M_6C 碳化物颗粒尺寸增大, 主要连续析出在晶界或附着在 MC 颗粒周围。900 °C 时效 60 min 后的碳化物形貌及空间分布如图 2(b)(e) 所示, 在上文已经讨论。

表 3 不同温度时效处理后两种碳化物的析出特征
Table 3 Precipitation characteristics of two types of carbides after aging treatment at different temperatures

Aging temperature/°C	MC			M_6C		
	Content/%	Location characteristics	Average size/ μm	Content/%	Location characteristics	Size distribution range/ μm
850	0.567	Grain boundary	4.562	0.803	Grain boundary	0.037 ~ 0.235
900	3.145	Grain boundary	4.857	1.554	Grain boundary	0.104 ~ 0.298
950	0.265	Grain boundary、grain interior	4.474	1.157	Grain boundary、grain interior	0.086 ~ 0.274



(a)(b) 20 min; (c)(d) 40 min

图 4 900 °C 下不同时间时效处理后碳化物形貌及空间分布 SEM 图

Fig. 4 SEM images of carbide morphology and spatial distribution after aging treatment at 900 °C for different time

如表 4 所示, 随时效时间由 20 min 延长至 60 min, MC 碳化物平均尺寸略有增大, 其含量呈上升趋势; 同时 M_6C 碳化物含量同样有所升高。这一变化趋势表明, 碳化物在时效过程中连续析出、长大。当时效时间较短时, 碳化物形核数量较多, 但由于原子扩散时间有限, 颗粒尺寸较小, 分布较为弥散。随着时效时间延长至 40 min, 碳化物析出增加且同时长大, 导致总体平均尺寸略有上升, 总含量上升。当时效时间进一步延长至 60 min, 碳化物持续长大, 造成碳化物总含量进一步升高, 表明在 900 °C 时效条件下, MC、 M_6C 两种碳化物析出在 60 min 内尚未达到饱和, 随时效时间继续延长, 碳化物的含量还会进一步增加^[21]。

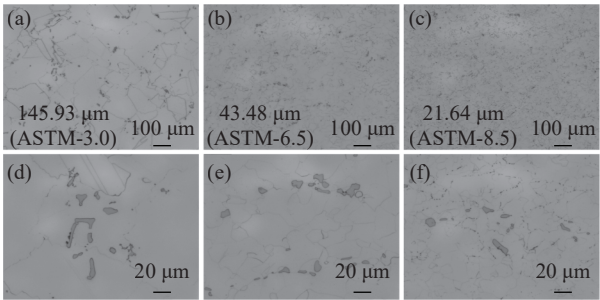
表 4 不同时间时效处理后两种碳化物的析出特征

Table 4 The precipitation characteristics of two types of carbides after aging treatment at different times

Aging time/min	MC		M_6C	
	Content/%	Average size/ μm	Content/%	Size distribution range/ μm
20	2.202	4.374	0.961	0.081 ~ 0.264
40	2.891	4.562	1.389	0.097 ~ 0.311
60	3.145	4.857	1.554	0.104 ~ 0.298

为了分析晶粒度对碳化物析出行为的影响, 通过 Gleeble 3800 热模拟试验机在 1 100 °C 以 0.01 s⁻¹ 的应变速率进行了不同应变量的热压缩。图 5 展示了在不同应变量下的金相图。在低应变量条件下, 晶粒尺寸较大, 平均晶粒度约为 ASTM-

3.0 级, 当应变量增至 0.4 时, 动态再结晶过程导致晶粒明显细化, 晶粒度提高至 ASTM-6.5 级。进一步将应变量提升至 0.8 后, 晶粒细化程度更为显著, 晶粒度达 ASTM-8.5 级。



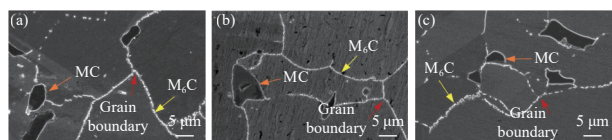
(a)(d) $\varepsilon = 0.2$; (b)(e) $\varepsilon = 0.4$; (c)(f) $\varepsilon = 0.8$

图 5 GH4141 不同变形量的金相图

Fig. 5 Metallograph of GH4141 with different deformation amounts

如图 6 所示, GH4141 合金经 1 120 °C×0.5 h+900 °C×1 h 热处理制度, 在不同应变量下, 碳化物的析出位置类似, 均以晶界析出为主导, 沿晶界连续或断续分布。不规则块状的 MC 碳化物和细小颗粒状的 M_6C 碳化物尺寸基本保持稳定, 未观察到因应变量增加而导致的碳化物异常粗化或形貌变化。由于碳化物颗粒尺寸仍由热处理制度主导。碳化物析出不受应变量/晶粒度影响的核心原因在于其热力学和扩散控制本质, 热处理制度直接决定了相平衡和析出动力学, 使析出行为主要依赖于温度和时间,

而非变形历史^[22]。碳化物析出主要与原子扩散相关,扩散速率由温度决定,应变不显著改变体扩散系数^[23]。因此,GH4141合金在 $1\,120\,^{\circ}\text{C}\times 0.5\,\text{h}+900\,^{\circ}\text{C}\times 1\,\text{h}$ 的热处理制度下,碳化物析出行为具有普适性,不受晶粒尺寸和应变量的显著影响。因此,在具有较宽晶粒度范围的合金中均可通过该制度实现GH4141合金中碳化物的可控析出,从而调控合金性能。



(a) $\varepsilon = 0.2$; (b) $\varepsilon = 0.4$; (c) $\varepsilon = 0.8$

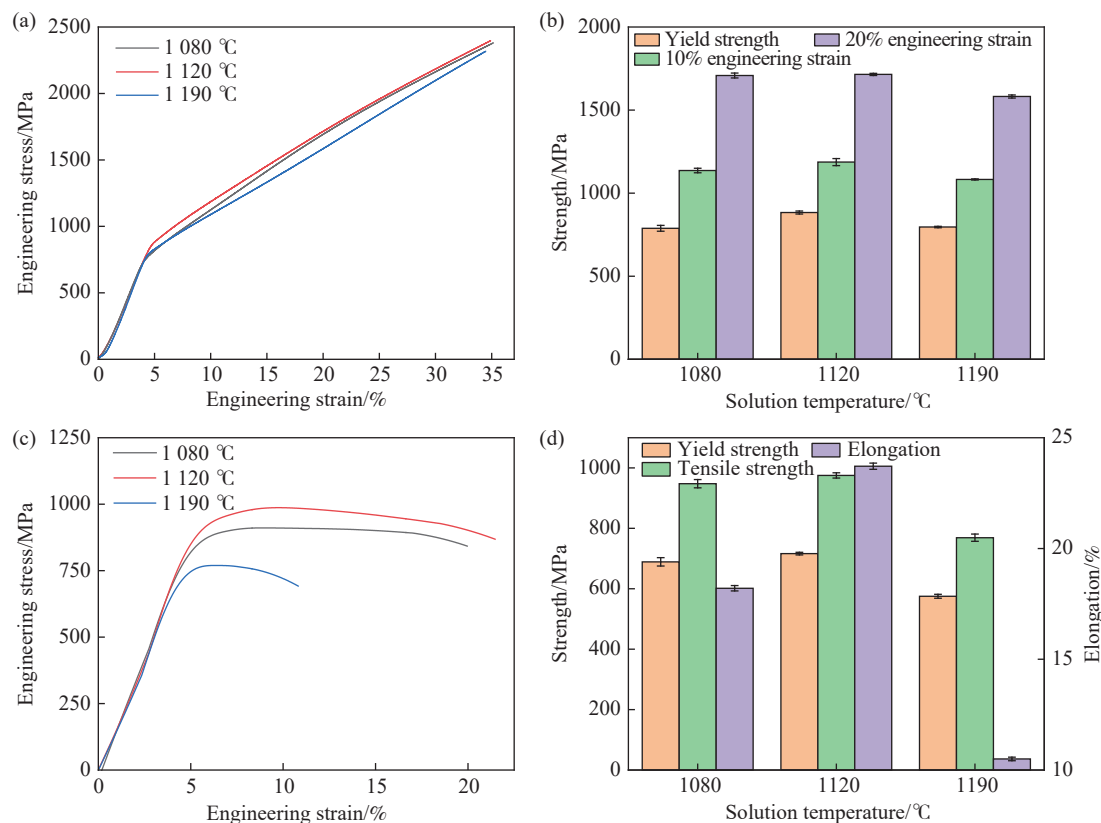
图6 不同应变变量GH4141中碳化物的形貌及空间分布特征

Fig. 6 Morphology and spatial distribution characteristics of carbides in GH4141 with different deformation amounts

2.3 碳化物特征对力学性能的影响

为了明晰碳化物特征对GH4141高温合金力学性能的影响规律,对表2中经不同温度固溶处

理的GH4141合金分别进行了压缩力学性能测试(图7(a)(b))及800℃高温拉伸测试(图7(c)(d))。室温压缩性能表明,随固溶温度升高,MC及 M_6C 碳化物特征发生变化,材料的屈服强度及10%、20%应变下的强度均呈先升后降趋势,并于1120℃时达到峰值。高温拉伸性能表明,1120℃固溶试样同样表现出最佳力学性能,其屈服强度、抗拉强度和延伸率均为最高。随固溶温度由1080℃升至1120℃,高温屈服强度从695.2 MPa提升至710.4 MPa,高温抗拉强度从951.9 MPa增至970.3 MPa,高温延伸率亦由18.2%提高至23.7%;而固溶温度进一步提高至1190℃处理则导致强度和延伸率的全面下降。固溶温度从1080℃升至1120℃时,室温、高温强度的提升主要归因于晶界处 M_6C 碳化物含量增多且呈弥散分布,其对位错的钉扎作用使屈服应力由793.5 MPa提高至880 MPa^[24];而当固溶温度进一步升至1190℃时,屈服强度降至798 MPa,这可能与MC碳化物在晶内、晶界混合析出以及 M_6C 碳化物的形貌变化有关^[25-27]。



室温下: (a) 应力-应变曲线, (b) 固溶温度对压缩性能的影响; 高温下: (c) 应力-应变曲线, (d) 固溶温度对拉伸性能的影响

图7 不同温度固溶处理后GH4141合金的力学性能

Fig. 7 Mechanical properties of GH4141 alloy after solution treatment at different temperatures

3 结论

1) 固溶温度显著影响碳化物析出位置。在 0.5 h 保温时间下, 1 120 °C 固溶处理能实现 MC 和 M_6C 碳化物沿晶界连续析出, 强化晶界。固溶温度 1 190 °C 导致碳化物在晶内、晶界混合分布, 削弱晶界强化效果, 导致合金屈服强度下降。

2) 时效温度和时间对碳化物析出行为具有明显影响。900 °C 时效有利于形成稳定的晶界析出特征, 研究表明, 900 °C 时效 1 h 是实现碳化物沿晶界大量析出的较优工艺。

3) 综合多次热处理后碳化物特征及力学性能结果, 确定 1 120 °C 固溶(0.5 h)结合 900 °C 时效(1 h)为优化热处理工艺。该工艺能够实现对 MC 与 M_6C 碳化物沿晶界析出调控, 使合金获得 880 MPa 的高温屈服强度, 以及 710.4 MPa 的高温屈服强度和 970.3 MPa 的 800 °C 高温抗拉强度。

4) 在 1 120 °C $\times$ 0.5 h+900 °C $\times$ 1 h 的热处理制度下, 碳化物的析出行为主要由热力学和扩散控制, 其沿晶界析出的特征不受晶粒度的影响, 该优化工艺在较宽加工范围内具有适用性。

参考文献

- [1] Wu Yumeng, Yao Zhihao, Zhang Longyao, et al. Microstructural characteristics and mechanism of recrystallization during hot deformation for GH4141 Ni-based superalloy[J]. Materials Characterization, 2025, 220: 114659.
- [2] 张凯, 李春燕, 张爱军, 等. 镍基高温合金 GH4141 和 K465 的宽温域摩擦学性能研究[J]. 摩擦学学报, 2026(7): 1365-1374.
Zhang Kai, Li Chunyan, Zhang Aijun, et al. Study on the wide temperature range tribological properties of nickel-based superalloys GH4141 and K465[J]. Tribology, 2026(7): 1365-1374.
- [3] 肖东平, 王福, 周扬, 等. GH4141 高温合金固溶处理过程中的晶粒长大行为[J]. 金属热处理, 2023, 48(3): 221-225.
Xiao Dongping, Wang Fu, Zhou Yang, et al. Grain growth behavior in GH4141 superalloy during solution treatment[J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48(3): 221-225.
- [4] 项春花, 王光宇, 林凌, 等. GH4141 大锥度喷嘴内支撑环锻造工艺研究[J]. 金属加工(热加工), 2024(3): 124-127.
Xiang Chunhua, Wang Guangyu, Lin Ling, et al. Study on forging process of GH4141 large taper nozzle inner support ring[J]. Metal Working (Hot Working), 2024(3): 124-127.
- [5] 徐敏, 杨武强, 张斌, 等. 镍基高温合金 GH141 平衡析出相的热力学计算分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(11): 2925-2931.
Xu Min, Yang Wuqiang, Zhang Bin, et al. Thermodynamic calculation and analysis of equilibrium precipitated phases in nickel-based superalloy GH141[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(11): 2925-2931.
- [6] Buerstmayr R, Theska F, Webster R, et al. Correlative analysis of grain boundary precipitates in Ni-based superalloy René 41[J]. Materials Characterization, 2021, 178: 111250.
- [7] 杨明. GH141 高温合金不同成分元素的作用[J]. 冶金与材料, 2024, 44(12): 58-60.
Yang Ming. The role of different constituent elements in GH141 superalloy[J]. Metallurgy and Materials, 2024, 44(12): 58-60.
- [8] Liu Chihui, Zhang Hua, Wang Qing, et al. Thermal deformation behavior and microstructure evolution of GH141 superalloy during double-cone gradient compression[J]. Intermetallics, 2024, 164: 108116.
- [9] Furillo F T, Davidson J M, Tien J K, et al. The effects of grain boundary carbides on the creep and back stress of a nickel-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering, 1979, 39(2): 267-273.
- [10] Zhang Kai, Liu Xinbao, Fan Ping, et al. Characterization of geometrically necessary dislocation evolution during creep of P91 steel using electron backscatter diffraction[J]. Materials Characterization, 2023, 195: 112501.
- [11] Gulbay O, Ackermann M, Gramlich A, et al. Influence of transformation temperature on the high - cycle fatigue performance of carbide - bearing and carbide - free bainite[J]. Steel Research International, 2023, 94(12): 2300238.
- [12] 张昭, 冯旭, 郭续龙, 等. 析出相对 GH4141 合金蠕变持久断裂行为的作用机制[J]. 钢铁钒钛, 2024, 45(4): 123-128.
Zhang Zhao, Feng Xu, Guo Xulong, et al. Effect of precipitates on the creep rupture behavior of GH4141 superalloy[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2024, 45(4): 123-128.
- [13] Akanft I G, Oluwole O O, Fayomi O S I, et al. Overview of mechanical, microstructural, oxidation properties and high-temperature applications of superalloys[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 43: 2222-2231.

- [14] Theska F, Street S R, Lison-Pick M, et al. Grain boundary microstructure-property relationships in the cast & wrought Ni-based superalloy Rene 41 with boron and carbon additions[J]. *Acta Materialia*, 2023, 258: 119235.
- [15] Li Shihan, Wang Xiaolin, Chen Changfeng. Effect of annealing temperature on carbide precipitation, microstructure and mechanical properties of Fe-Mn-C-(Cr, Mo, W, Ni, Nb, Ti, V) multi-alloying TWIP steel[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 39: 108895.
- [16] Wang Yin, Li Yong, Yu Wei, et al. Effect of a special thermo-mechanical treatment process on microstructure and properties of 7185 alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 935: 168072.
- [17] 张献光, 陈佳俊, 杨文超, 等. GH4141 难变形高温合金铸态组织析出相鉴别及均匀化过程中回溶行为[J]. *稀有金属材料与工程*, 2024, 53(1): 136-147.
- Zhang Xianguang, Chen Jiajun, Yang Wenchao, et al. Identification of precipitated phases in as-cast microstructure of GH4141 difficult-to-deform superalloy and their redissolution behavior during homogenization[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2024, 53(1): 136-147.
- [18] 肖东平, 付建辉, 陈琦, 等. GH4141 高温合金热变形行为及组织演变[J]. *塑性工程学报*, 2022, 29(9): 157-164.
- Xiao Dongping, Fu Jianhui, Chen Qi, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of GH4141 superalloy[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2022, 29(9): 157-164.
- [19] 张昭, 裴丙红, 冯旭, 等. GH4141 合金高温拉伸性能及其损伤行为研究[J]. *钢铁钒钛*, 2024, 45(1): 152-157.
- Zhang Zhao, Pei Binghong, Feng Xu, et al. Study on the high-temperature tensile property and damage behavior in GH4141 superalloy[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2024, 45(1): 152-157.
- [20] 别尔兰·贾纳依汗, 李尤, 陈思宇. 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢研究进展与挑战[J]. *金属加工 (热加工)*, 2025, (9): 63-72.
- Bieerlan·Jianayihan, Li You, Chen Siyu. Research progress and challenges of 2.25 Cr-1Mo-0.25 V steel[J]. *Metal Working (Hot Working)*, 2025, (9): 63-72.
- [21] 刘谨, 赵志毅. 一次时效处理对 GH141 焊后应力变化及碳化物分布的影响[J]. *材料热处理学报*, 2017, 38(2): 66-71.
- Liu Jin, Zhao Zhiyi. Effect of single aging treatment on post-weld stress variation and carbide distribution in GH141[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2017, 38(2): 66-71.
- [22] 梁艳, 马超, 李春颜. GH141 高温合金的热加工工艺[J]. *金属热处理*, 2012, 37(10): 105-107.
- Liang Yan, Ma Chao, Li Chunyan. Hot working process of GH141 superalloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2012, 37(10): 105-107.
- [23] 王凯, 刘东, 耿剑, 等. GH141 合金的热态变形特性[J]. *热加工工艺*, 2009, 38(8): 49-55.
- Wang Kai, Liu Dong, Geng Jian, et al. Hot deformation characteristics of GH141 alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2009, 38(8): 49-55.
- [24] 张雷雷, 陈晶阳, 汤鑫, 等. K439B 铸造高温合金 800 °C 长期时效组织与性能演变[J]. *金属学报*, 2023, 59(9): 1253-1264.
- Zhang Leilei, Chen Jingyang, Tang Xin, et al. Microstructure and property evolution of K439B cast superalloy during long-term aging at 800 °C[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(9): 1253-1264.
- [25] Sahu S, Patel S K, Shekhar S. The effect of grain boundary structure on chromium carbide precipitation in alloy 600[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2021, 260: 124145.
- [26] Niu Mengchao, Chen Chunjin, Li Wei, et al. Atomic-scale understanding of solute interaction effects on grain boundary segregation, precipitation, and fracture of ultrahigh-strength maraging steels[J]. *Acta Materialia*, 2023, 253: 118972.
- [27] Xu C, Tu M J, Chen X G, et al. Coarsening of alloy carbides during a cyclic heat treatment for grain refinement in ultrahigh-strength steels[J]. *Materials Science and Technology*, 2025, 41(15): 1089-1098.