

# GH4141 合金高温拉伸性能 及其损伤行为研究

张 昭<sup>1,2</sup>, 裴丙红<sup>3</sup>, 冯 旭<sup>3</sup>, 信瑞山<sup>1,2</sup>, 郭啸东<sup>1</sup>, 肖东平<sup>4</sup>, 周 扬<sup>4</sup>

(1. 鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 102200; 2. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114009; 3. 攀钢集团江油长城特殊钢有限公司, 四川 江油 621704; 4. 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 610303)

**摘 要:**研究了室温、300 °C 和 500 °C 环境下 GH4141 合金的拉伸性能, 结果表明, 合金高温下的抗拉强度明显低于室温, 300 °C 和 500 °C 拉伸结果表现出锯齿状的应力-应变曲线, 并且两种高温环境下的抗拉强度相当。不同温度下断口附近的微观组织表征结果显示裂纹主要在晶界位置产生, 无论晶界是否含有粗大 MC 型碳化物。M<sub>6</sub>C 和 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 构成的链状碳化物使得晶界具有良好塑性, 在断口表面形成大量的韧窝形貌。晶粒内部裂纹的产生与滑移带的形成密切相关, 延缓滑移带的产生则归因于间隙元素、替代元素以及  $\gamma'$  强化析出相对位错的钉扎效应。注意到 500 °C 环境下拉伸过程发生了再结晶现象, 在粗大晶粒附近形成细小晶粒, 并且伴随着少量碳化物, 同时沿晶断裂现象明显减弱。然而, 室温和 300 °C 环境下的断口特征表现为穿晶和沿晶混合断裂模式, 并未发生再结晶现象。

**关键词:**GH4141 合金; 高温拉伸性能; 动态应变时效; 损伤; 碳化物

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)01-0152-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.01.022

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 the high-temperature tensile property and damage behavior in GH4141 superalloy

Zhang Zhao<sup>1,2</sup>, Pei Binghong<sup>3</sup>, Feng Xu<sup>3</sup>, Xin Ruishan<sup>1,2</sup>, Guo Xiaodong<sup>1</sup>, Xiao Dongping<sup>4</sup>, Zhou Yang<sup>4</sup>

(1. Ansteel Beijing Research Institute Co., Ltd., Beijing 102200, China; 2. State Key Laboratory of Metal Materials for Marine Equipment and Application, Anshan 114009, Liaoning, China; 3. Pangang Group Jiangyou Changcheng Special Steel Co., Ltd., Jiangyou 621704, Sichuan, China; 4. Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Institute Co., Ltd., Chengdu 610303, Sichuan, China)

**Abstract:** This study focuses on the tensile properties of GH4141 superalloy tested at room temperature, 300 °C and 500 °C, respectively. The tensile strength obtained at high temperatures of 300 °C and 500 °C with serrated stress-strain curves are lower than that obtained at room temperature. In addition, the tensile strength tested at 500 °C is comparable to the value achieved at 300 °C. The microstructure near the fracture surface of the superalloy is characterized. It is showed that cracks are formed at the grain boundary, irrespective of the observation of MC type carbides. The carbide composed of M<sub>6</sub>C and M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> with chain morphology endows grain boundary with a good plasticity which is reflected by numerous dimples in the fractographs. The initiation of cracks within the grains is associated with formation of slip bands. The activation of slip band can be delayed by dislocation pinning effect related to the

收稿日期: 2023-02-02

作者简介: 张昭, 1987 年出生, 男, 北京人, 博士研究生, 工程师, 主要从事合金断裂失效机理方向的研究, E-mail: zhangzhao2084@163.com。

interstitial elements, substituted elements and the  $\gamma'$  strengthening precipitate phase. It should be noted that recrystallization occurred during tensile testing at 500 °C with a few carbides observed in the vicinity of fracture surface, while the intergranular fracture phenomenon was attenuated. However, the fractography of specimens tested at 300 °C exhibit both intergranular and transgranular fracture without recrystallization.

**Key words:** GH4141 superalloy, high temperature tensile property, dynamic strain aging, damage, carbides

## 0 引言

高温合金可以在 600 °C 以上高温环境下承载高强度载荷,广泛应用于航空、航天、舰船、化工等领域。在航空航天领域,高温合金主要应用场景是航空发动机的四大热端部件:涡轮叶片、涡轮盘、燃烧室和导向器。随着航空航天产业的快速发展,市场对大型民用客机的需求量显著增加,以及国防建设要求战斗机具备更灵活的机动性,促进了航空发动机正在向着高涵道比、高推重比和高涡轮进口温度的方向发展,同时推动了我国高温合金原料产业的快速发展。近些年,我国逐步开展新型变形高温合金 GH4141 的研制,该合金是一种沉淀强化型高温合金,微观组织含有 MC、M<sub>6</sub>C、M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 三种类型碳化物以及高温时效处理后得到的  $\gamma'$ 析出强化相,室温拉伸强度可以达到 1 200 MPa,在 850 °C 以下依然具有较高强度,是叶片、涡轮盘、机匣等航空发动机热端部件的候选材料<sup>[1]</sup>。研究报道显示,高温合金含有间隙元素和置换元素,这些元素不仅是碳化物的重要组成部分,并且会通过动态应变时效(DSA)现象影响高温拉伸行为,致使工程应力-应变曲线呈现出锯齿状趋势,例如 Inconel 617、718、720Li 等合金<sup>[2-4]</sup>。目前,关于 GH4141 合金的研究报道聚焦于材料制备工艺,涉及凝固偏析、均匀化处理、热变形、固溶温度等环节对微观组织的影响<sup>[5-7]</sup>。对于含有间隙元素碳和置换元素铬、钴和钼的 GH4141 合金,可能存在 DSA 现象,并且相应的高

温拉伸行为尚未深入探究,其断裂失效机制不明确。因此,笔者研究了 GH4141 合金的高温拉伸性能及其损伤行为,涉及裂纹萌生、扩展与微观组织的关系,目的是阐明 GH4141 合金高温断裂特点,为合金的进一步优化和应用提供数据基础。

## 1 试验方法

根据 GH4141 合金标准化学成分进行原材料配比(如表 1 所示),基于工业级真空感应和真空自耗双联冶炼工艺制备的 GH4141 合金铸锭,经过多段式高温均匀化达到改善元素偏析现象,并且减少碳化物析出相的目的,随后通过快锻工艺制备  $\varnothing 250$  mm 棒材。在锻棒 1/2 半径附近完成横向取样。由于固溶温度高于 1 080 °C 时,碳化物总含量增加,固溶冷却采用水冷方式会导致 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 尺寸增加,加剧晶界处的应力集中现象,导致材料塑性降低<sup>[8]</sup>。因此,热处理制度采用固溶温度 1 080 °C 保温 1 h,室温自然冷却,随后对材料进行 760 °C 的时效处理,保温 1 h 后室温冷却,获得  $\gamma'$ 强化析出相<sup>[9]</sup>。将材料加工成直径为 5 mm 的标准拉伸试样,拉伸测试采用 Zwick Roell Z250 型电子拉伸试验机,分别开展室温和不同高温(300 °C 和 500 °C)拉伸试验,拉伸速率为  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。采用金相显微镜获取试样表面微观组织,二次电子成像技术采用 Thermo Fisher Scientific 钨灯丝扫描电镜表征碳化物和试样断口形貌。

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

C	Cr	Al	Ti	Co	Mo	B	Mn	Si	S	Fe	Ni
0.06 ~ 0.12	18 ~ 20	1.4 ~ 1.8	3 ~ 3.5	10 ~ 12	9 ~ 10.5	0.003 ~ 0.01	<0.1	<0.5	<0.015	<5.0	Bal.

## 2 试验结果

### 2.1 拉伸性能

图 1(a)显示合金抗拉强度随着温度增加而减

小,塑性也有所降低。在 300 ~ 500 °C 范围内呈现锯齿状应力-应变曲线,即动态应变时效现象(DSA)。当温度升高至 300 °C 时,发生了 Type B 型的 DSA 现象,即围绕一定基准形成震荡特征的曲线。当拉

伸行为在温度 500 °C 环境下进行时, 曲线呈现出 Type C 型, 位错滑移过程中挣脱了晶格上的替代原子, 致使曲线顺势骤降, 随后位错被再次钉扎, 使得曲线恢复至一般水平<sup>[10]</sup>。执行拉伸试验之前, 室温

微观组织如图 1(b) 所示, 晶粒平均尺寸为 35 μm。二次电子成像下的微观组织包括 MC、M<sub>6</sub>C 和 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 三种类型碳化物, 尺寸依次减小, 其中 M<sub>6</sub>C 和 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 链状形态碳化物分布在晶界处, 如图 1(c) 所示。

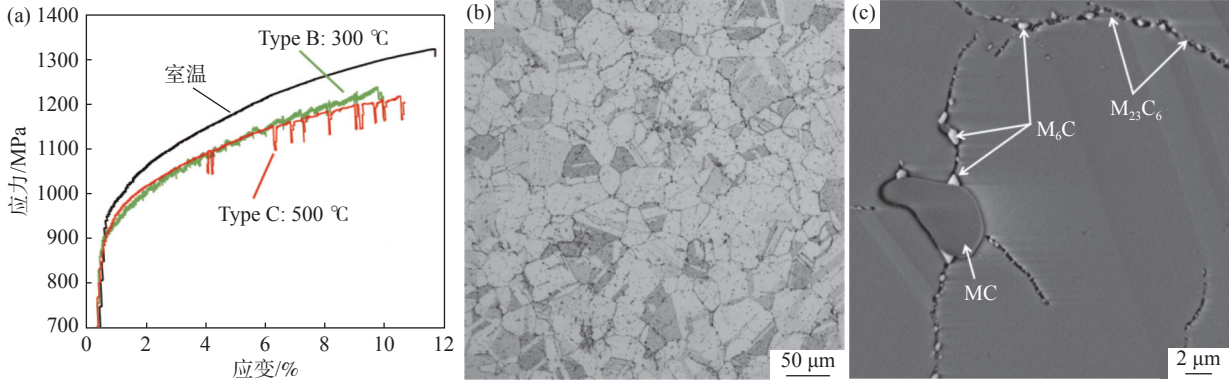


图 1 (a) 不同温度下的工程应力-应变拉伸曲线; (b) 试验前微观组织; (c) 试验前碳化物形态及分布

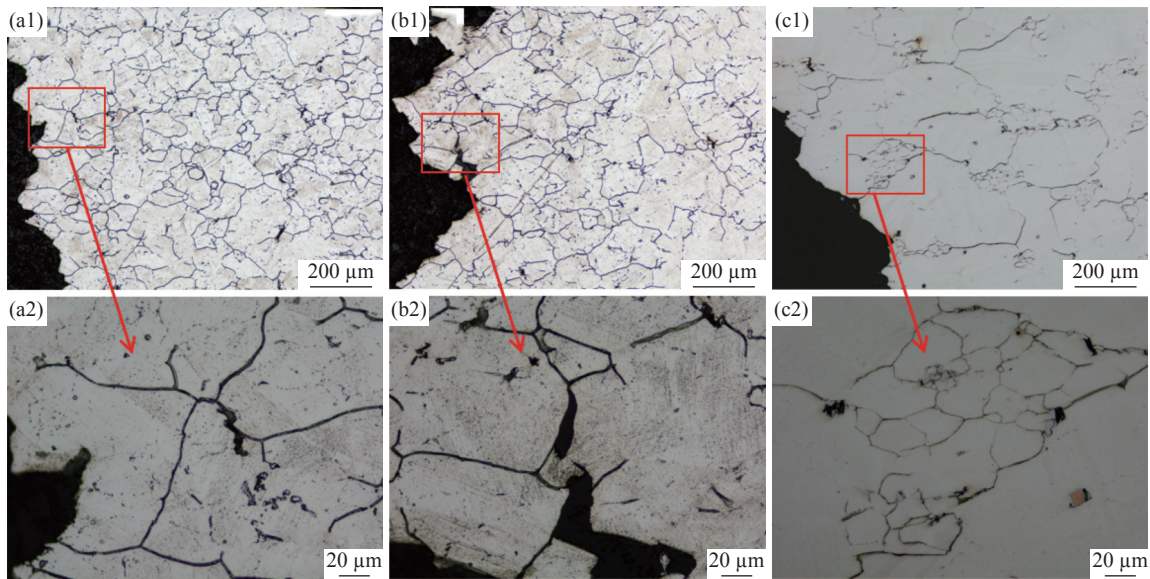
Fig. 1 (a) engineering stress-strain curves; (b) microstructure before testing; (c) carbides morphology and distribution before testing

### 2.2 微观组织

室温和 300 °C 环境下的断口附近微观组织呈现出明显的滑移带, 晶界附近出现小裂纹, 并且晶界以及晶粒内部存在碳化物 (如图 2(a) 和 (b) 所示)。对于 500 °C 环境下的拉伸试验结果, 其断口附近的微观组织呈现了不同尺寸的晶粒, 其中粗大晶粒平均尺寸为 180 μm, 细小晶粒平均尺寸为 20 μm, 聚集在粗大晶界交汇处, 并且细晶组织晶界处存在一

定数量的碳化物 (如图 2(c) 所示)。

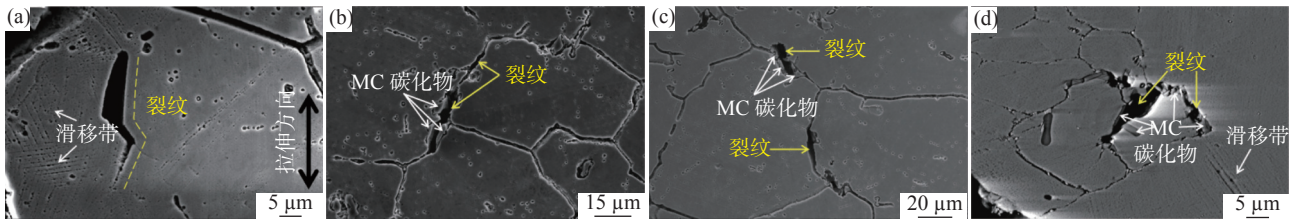
室温环境下拉伸断口附近的微小裂纹萌生在晶粒内部和晶界处 (如图 3(a) 和 3(b)), 在剪切力作用下, 晶粒内部裂纹沿着滑移带产生, 一些晶界处裂纹伴随着破碎的 MC 型碳化物。类似情况的裂纹也出现在 300 ~ 500 °C 高温环境下的拉伸结果 (如图 3(c) 和 3(d)), 此外, 在 500 °C 拉伸试样中捕获到了裂纹沿着滑移带即将产生的痕迹 (如图 3(d))。



(a1)、(a2)室温; (b1)、(b2)300 °C; (c1)、(c2)500 °C

图 2 光学显微镜下的拉伸断口附近的微观组织及其放大

Fig. 2 Optical microscope images of microstructure near fracture region and the corresponding magnified regions



(a)、(b)室温; (c)300 °C; (d)500 °C

图 3 扫描电镜表征不同温度下拉伸断口附近的微小裂纹

Fig. 3 SEM images of small cracks near fracture region after tensile tests at different temperatures

### 2.3 断口形貌

图 4(a)显示了室温下的拉伸断口形貌,局部放大图呈现了明显的沿晶断裂导致的晶粒面,以及穿晶断裂的混合模式如图 4(b)所示,局部位置的晶粒面呈现明显的滑移导致的条带痕迹,如图 4(c)多边形位置,此外,由于韧窝形貌明显区别于沿晶断裂特点,可以断定被韧窝包围的碳化物位于晶粒内部,并且在穿晶断裂过程中形成脆性断裂,如图 4(c)椭圆形位置。图 4(d)显示韧窝内部含有细小颗粒,该形

态组织将在后续讨论中进一步分析。图 5(a)为 300 °C 环境下的拉伸断口整体形貌,断裂模式与室温环境下情况相似,具体表现为混合断裂模式,如图 5(b)所示,其局部放大形貌如图 5(c)所示,碳化物分布呈现聚集现象(箭头所示),图 5(d)为韧窝具体形貌。图 6(a)为 500 °C 环境下的拉伸断口整体形貌,其断裂特点主要为穿晶断裂模式,如图 6(b)所示。断口微观形貌局部放大图显示碳化物聚集现象,如图 6(c)箭头所示,密集的韧窝形貌如图 6(d)所示。

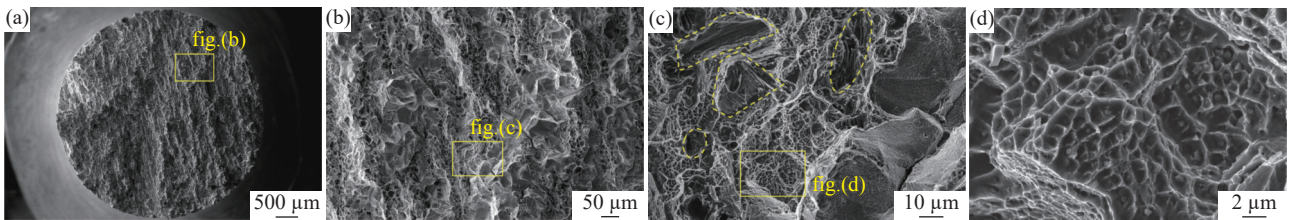


图 4 室温环境下拉伸断口形貌及其局部放大

Fig. 4 Fractography after tensile tests at ambient temperature

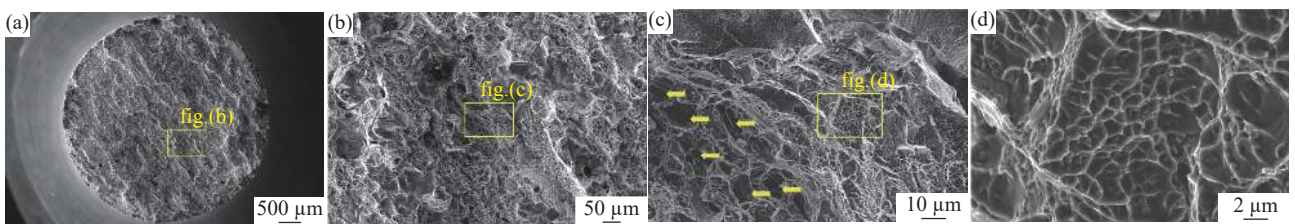


图 5 300 °C 环境下拉伸断口形貌及其局部放大

Fig. 5 Fractography after tensile tests at 300 °C

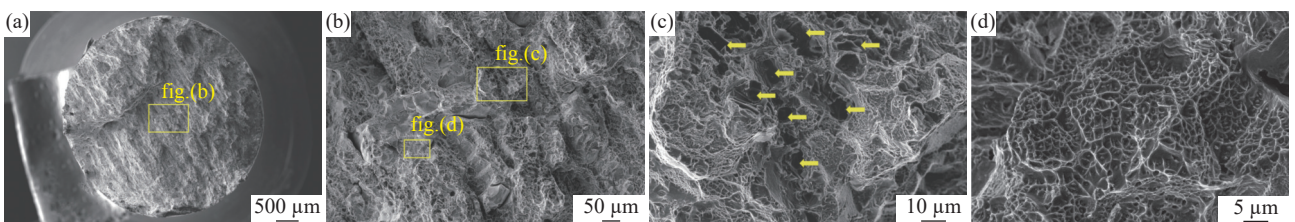


图 6 500 °C 环境下拉伸断口形貌及其局部放大

Fig. 6 Fractography after tensile tests at 500 °C

### 3 分析与讨论

#### 3.1 动态应变时效

室温和高温(300~500℃)拉伸试验结果显示,动态应变时效现象(DSA)发生在高温环境下,随着温度的升高,DSA现象的类型由B型演变为C型。B型DSA现象特征是围绕一定水平的流变应力形成密集的震荡曲线。室温试样和伴有B型DSA现象试样的断口附近微观组织呈现出明显的滑移带痕迹,并且在同一个晶粒内部激活了多个滑移系统,该现象可以导致位错缠结现象,促进位错增殖,进而增加材料加工硬化程度。对于C型DSA现象,通常情况下,位错挣脱了替代原子,致使产生明显的应力降低现象,当位错移动再次被钉扎限制时,应力恢复至一般水平。对于GH4141合金而言,铬、钴和钼为替代元素,对C型DSA现象的发生起到重要作用。实际上DSA现象还存在A型曲线,未发现在本次试验结果当中。A型DSA现象源于间隙原子(例如碳原子)的钉扎作用增加了位错运动的阻力,致使塑性应变过程中的流变应力突然增加。当应力增加至一定程度后,突然降低至一般水平,此时的位错挣脱了间隙原子的钉扎作用并且继续移动<sup>[11]</sup>。

#### 3.2 损伤行为

拉伸测试中,裂纹主要发生在GH4141合金的晶界位置,晶粒内部的裂纹数量较少。考虑到合金微观组织构成,晶界是碳化物主要的分布区域,其中MC型碳化物尺寸较大,造成一定的应力集中现象。本次试验结果显示,常温和高温环境下,部分裂纹发生在MC型碳化物附近(如图3所示)。晶界自身是晶体缺陷的表现形式之一,外载荷促使晶粒之间相互位移,尺寸相对较小的 $M_{23}C_6$ 和 $M_6C$ 型碳化物在晶界处呈现出链状形态,可以有效抑制晶界之间相互滑移,提高晶界强度<sup>[12]</sup>,塑性变形失效过程中,微孔围绕 $M_{23}C_6$ 和 $M_6C$ 型碳化物产生,最终形成韧窝形貌,同时证明了晶界具有良好塑性。此外, $\gamma'$ 析出强化相也是GH4141合金的强化因素,其有效阻碍了位错移动,延缓裂纹萌生,位错钉扎效果取决于 $\gamma'$ 析出强化相的形态和密度<sup>[9]</sup>,进而影响晶粒强度。本次研究涉及的 $\gamma'$ 析出相为球状形貌<sup>[9]</sup>,相比立方体型 $\gamma'$ 相,具有良好的机械强度<sup>[13]</sup>。塑性应变过程中,随着位错沿着一定滑移面持续位移,以及 $\gamma'$ 析出强化相对位错的抑制作用,位错塞积和增殖现象加剧,位错之间的背应力增加,延缓了后续的位错的位移,

导致滑移带痕迹逐渐清晰,促进滑移带方向形成裂纹(如图3(a)和3(d))。在500℃环境下,GH4141合金断口附近的微观组织不同于室温和300℃的情况,即500℃下出现了粗晶和细晶混合组织现象。众所周知,晶粒尺寸越小,材料强度越高,这是因为位错滑移距离被晶粒尺寸所限制<sup>[14]</sup>。值得注意的是,细晶组织源于500℃拉伸过程,可以通过对照拉伸试验前后微观组织的情况得以证明。进一步说明,塑性应变导致的位错运动促进了晶粒形核,500℃的高温环境加快了形核晶粒的长大,并且形成了细晶组织。此外,高温环境促进了原子扩散行为,使得细晶组织晶界处伴有粗大MC碳化物和细小 $M_{23}C_6$ 和 $M_6C$ 型碳化物(如图3(d)所示),对合金强度起到一定积极作用<sup>[15]</sup>,从而500℃环境下的拉伸强度与300℃的情况相当。本次研究涉及到的不同环境温度的拉伸结果,其裂纹起源位置未表现明显差异,特别是500℃下的裂纹主要发生在细晶组织附近的碳化物区域,使得其断口形貌呈现粗大晶粒之间的开裂现象明显少于室温和300℃的情况。由于 $\gamma'$ 析出强化相的位错钉扎效应以及DSA现象的存在,使得裂纹在粗大晶粒内部形成困难。因此,500℃环境下,GH4141合金具有较高的抗拉强度,源于动态再结晶产生的细晶组织,以及与铬、钴和钼替代原子关联的DSA现象。

### 4 结论与展望

1)分别在室温、300℃和500℃环境下开展了GH4141合金拉伸试验,室温下的测试结果显示工程应力-应变曲线平滑,无DSA现象;300℃环境下呈现B型DSA现象;500℃环境下呈现C型DSA现象。

2)室温和300℃环境下完成的拉伸试验,其断口呈现出明显的沿晶开裂现象,然而,500℃环境下的拉伸测试过程产生了动态再结晶现象,裂纹沿着细晶组织的晶界,导致断口表面沿晶断裂现象并不明显。

3)500℃环境温度未造成拉伸强度明显下降,一方面动态再结晶导致的细晶组织以及碳化物提升了局部强度,另一方面由于C型DSA现象降低了位错移动,增加了位错增值,延缓了裂纹在粗大晶粒内的形成。

4)GH4141高温合金微观组织复杂,其不同形态对力学性能的影响是优化制备工艺的依据。特别

是面向应用服役端的力学性能研究,例如蠕变、疲劳的相关基础数据对于制备可靠性高,服役寿命长的 GH4141 合金具有重要价值,也是笔者下一步的重点工作。

## 参考文献

- [ 1 ] Shen Daogui. GH141 high strength superalloy[J]. *Aerospace Material and Technology*, 1985, (6): 5–10.  
(沈道贵. GH141高强度高温合金[J]. *宇航材料工艺*, 1985, (6): 5–10.)
- [ 2 ] Rao C V, Srinivas N C S, Sastry G V S, *et al.* Dynamic strain aging, deformation and fracture behaviour of the nickel base superalloy Inconel 617[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2019, 742: 44–60.
- [ 3 ] Prasad K, Sarkar R, Ghosal P, *et al.* Tensile deformation behaviour of forged disc of IN 718 superalloy at 650 °C[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(9): 4502–4507.
- [ 4 ] Jena P S M, Sahu J K. Serrated flow in nickel base super alloy 720 Li at 350 and 450 °C: Effect of chromium and cobalt segregation at dislocation core[J]. *Materials Letters*, 2022, 321: 132425.
- [ 5 ] Xiao Dongping, Zhou Yang, Fu Jianhui, *et al.* Solidification segregation characteristic and homogenization treatment of GH141 superalloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2022, 47(5): 141–147.  
(肖东平, 周扬, 付建辉, 等. GH141合金的凝固偏析特性及均匀化处理[J]. *金属热处理*, 2022, 47(5): 141–147.)
- [ 6 ] 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.  
(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.)
- [ 7 ] Xiao Dongping, Wang Fu, Zhou Yang, *et al.* Grain growth behavior of GH4141 superalloy during solution treatment process[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2023, 48(3): 221–225.  
(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.)
- [ 8 ] Li Ning, Li Aimin, Wang Aizhu, *et al.* The effect of different cooling speeds after solution treatment on the microstructure and properties of GH4141 alloy[C]//*Proceedings of the Thirteenth China Superalloy Annual Conference*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 46–49.  
(李宁, 李爱民, 王艾竹, 等. 固溶处理冷却速度对GH4141合金组织及性能的影响[C]//第十三届中国高温合金年会论文集. 北京: 冶金工业出版社, 2015: 46–49)
- [ 9 ] Yu Huichen, Xie Shishu, Lü Junying, *et al.* Microstructures control in Ni-base superalloy GH141[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2003, (5): 7–10.  
(于慧臣, 谢世殊, 吕俊英, 等. GH141合金的显微组织控制[J]. *材料工程*, 2003, (5): 7–10.)
- [ 10 ] Gopinath K, Gogia A K, Kamat S V, *et al.* Dynamic strain ageing in Ni-base superalloy 720Li[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(4): 1243–1253.
- [ 11 ] Rodriguez P, Venkadesan S. Serrated plastic flow revisited[J]. *Solid State Phenomena*, 1995, 42: 257–266.
- [ 12 ] Liu Yajing, Yang Hongcai, Yuan Ying. Carbides and  $\gamma'$  precipitates in GH141[J]. *Special Steel*, 1996, 17(6): 12–16.  
(刘雅晶, 杨洪才, 袁英. GH141合金碳化物及 $\gamma'$ 的沉淀[J]. *特殊钢*, 1996, 17(6): 12–16.)
- [ 13 ] Goodfellow A J. Strengthening mechanisms in polycrystalline nickel-based superalloys[J]. *Materials Science and Technology*, 2018, 34(15): 1793–1808.
- [ 14 ] Wu X, Yang M, Yuan F, *et al.* Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 2015, 112(47): 14501–14505.
- [ 15 ] Max B, San Juan J, N6 M L, *et al.* Atomic species associated with the Portevin–Le Chatelier effect in superalloy 718 studied by mechanical spectroscopy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(6): 2057–2068.