

服役工况下镍基单晶高温合金的损伤机制研究进展*

沈将华^{1,2}, 周宇亭¹, 王秀霞¹

(1. 西北工业大学 航空学院, 陕西 西安 710072; 2. 陕西省冲击动力学及工程应用重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要:为提高镍基单晶叶片服役寿命、解决发动机和燃气轮机的关键核心技术,近年来国内外持续开展大量针对镍基单晶高温合金服役情况下损伤与失效机制的研究。从实际服役条件出发,总结了镍基单晶高温合金疲劳、蠕变和热机械疲劳损伤机制等研究成果与进展。此外,针对大量实验造成的时间与成本增加问题,还总结了近年来在镍基单晶高温合金的寿命预测方法方面的研究工作与成果,并提出了目前在镍基单晶高温合金寿命评估与失效分析研究方面所面临的困难和挑战。

关键词:镍基单晶高温合金; 高温损伤; 疲劳; 蠕变; 热机械疲劳; 寿命预测

中图分类号: V252 文献标志码: A 开放科学(资源服务)标识码(OSID):

文章编号: 1001-2486(2023)04-055-11



听语音
与作者
聊科研

Research progress in damage mechanism of nickel-based single crystal superalloys under service conditions

SHEN Jianghua^{1,2}, ZHOU Yuting¹, WANG Xiuxia¹

(1. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Shanxi Key Laboratory of Impact Dynamic and Its Engineering Application, Xi'an 710072, China)

Abstract: In order to improve the service life of nickel-based single crystal blades and solve the key technology of aeroengine turbine and gas turbine, domestic and overseas researchers carried out a large number of research on the failure and damage mechanism of nickel-based single crystal superalloys under service conditions in recent years. The research achievements and progress of fatigue, creep and thermomechanical fatigue damage mechanism of nickel-based single crystal superalloys under service conditions were concluded. In addition, in view of the time and cost increase caused by a large number of experiments, the research works and achievements in life prediction methods of nickel-based single crystal superalloys in recent years were summarized, and the difficulties and challenges in life evaluation and failure analysis of nickel-based single crystal superalloys were proposed.

Keywords: nickel-based single crystal superalloys; high temperature damage; fatigue; creep; thermomechanical fatigue; life prediction

镍基单晶高温合金(以下简称镍基单晶)在高温下具有优异的力学性能、耐腐蚀性能以及抗氧化性能,被广泛应用于先进航空发动机涡轮叶片和燃气轮机涡轮叶片,服役环境十分恶劣,包括但不限于高温、氧化、高频循环载荷等^[1-2]。其中,在气流流动和发动机噪声的共同作用下,叶片会因承受高频低振幅的循环加载而产生疲劳损伤^[3],如:由于疲劳损伤累积,在1 kHz频率加载下,镍基单晶所能承受的循环加载次数为 10^{11} ^[1,4]。此外,在服役过程中镍基单晶还会因承受高温和离心力的作用而产生蠕变损伤,并且随着发动机效率的提高,其承受的温度和应力也会增加,目前镍基单晶的极限工作温度已经超过了

1 800 °C^[1,4],因此了解镍基单晶的疲劳损伤和蠕变损伤机制十分重要。从以往的疲劳和蠕变研究中可以发现,针对镍基单晶的元素组成及其含量、微观组织和处理工艺(如涂层材料和热处理工艺等)等内在因素对疲劳和蠕变损伤影响的研究较为完善^[5-8]。同时,也有聚焦于加载环境(如温度参数、气氛保护、空气环境和熔融盐环境等)和加载条件(如单轴应力、多轴应力、应力大小、频率和加载方向等)等外在因素影响的研究。近年来,关于内在因素和外在因素相互作用下的损伤机制研究也在逐渐完善。目前,第二代及以上镍基单晶中新添加的Ru和Re两种元素对合金损伤失效和组织演化的影响成为研究热点,如:Yao

* 收稿日期:2023-03-14

基金项目:国家青年人才资助项目(人才函字[2019]189号)

作者简介:沈将华(1985—),男,浙江杭州人,教授,博士,博士生导师,E-mail:j.shen@nwpu.edu.cn

等^[9]研究了 Re 和 Ru 元素对镍基单晶微观组织的影响,结果表明 Re 可以促进镍基单晶中 γ' 相的析出,而 Ru 则可以改变其他元素的分配;Wu 等^[10]采用分子动力学模拟方法研究了 Re 在镍基单晶蠕变的不同阶段所起的作用。

在实际服役工况下,发动机启动与关闭的过程中涡轮叶片的温度会急剧变化,造成叶片的热机械疲劳 (thermomechanical fatigue, TMF) 而导致损伤与失效^[4]。因此,研究温度变化、疲劳损伤和蠕变损伤之间的耦合作用对镍基单晶在涡轮叶片上的应用具有重要的实际意义,也是目前存在一定难度的研究热点^[11-12]。在镍基单晶的损伤机制研究中,关于疲劳和蠕变损伤机制的研究相对成熟。而对于疲劳 - 蠕变耦合损伤机制和 TMF 损伤机制依旧存在较大的研究空间^[11-15],如:Rodas 等^[16]建立的晶体黏塑性模型可以预测 CMSX - 8 镍基单晶的蠕变疲劳和 TMF 力学响应;Vacchieri 等^[14]提出了可用于评估和检验镍基单晶疲劳蠕变寿命的 TMF 测试模型,但应用范围受限且计算时间较长。另外,随着镍基单晶应用温度的升高和寿命的不断增长,更为准确有效且具有实际应用价值的寿命预测模型研究也取得了一定进展,如:Amaro 等^[17]基于疲劳损伤机制和环境辅助损伤机制提出了简化版 TMF 寿命预测模型。寿命预测模型需要以材料的损伤机制和力学响应为基础^[17],为此,本文将基于镍基单晶疲劳和蠕变方面的研究现状,对其损伤机制、影响寿命因素以及寿命预测模型发展进行总结,并介绍目前 TMF 损伤相关研究成果,以为后续研究工作提供有益启示。

1 镍基单晶高温合金的疲劳损伤

镍基单晶叶片在服役过程中由于承受机械振动和空气振动而产生疲劳损伤。本节着重介绍镍基单晶疲劳寿命影响因素和高温下疲劳裂纹萌生和扩展机制。其中,研究影响疲劳寿命的因素可为优化设计镍基单晶提供思路,疲劳裂纹萌生及扩展机制研究的目的在于揭示镍基单晶的疲劳损伤机制并为预测模型提供损伤参数。

1.1 影响疲劳寿命的因素

研究表明^[18-19]:常见影响镍基单晶合金疲劳寿命的材料因素有 γ' 相、元素组成、微孔洞、晶体取向等,其中 γ' 相的筏化和微孔洞的存在是产生疲劳失效的主要原因。

镍基单晶的主要组成为具有无序面心立方

晶格的 γ 相基体与具有有序面心立方晶格的 γ' 析出相。其中,晶格结构的不同促使 γ' 相对位错运动具有阻碍作用,而高温疲劳加载下的 γ' 相会因筏化或退化而失去对位错的阻碍作用,因此 γ' 相是否筏化对镍基单晶的疲劳寿命有重要影响。

研究表明,通过改变镍基单晶的组成元素及其含量可以对上述微观组织稳定性进行调控^[8]。其中,稀土元素 Re 可以改变 γ' 相的形貌和尺寸并提升 γ 相基体的强度。同时,Wu 等^[20]的分子动力学模拟研究表明 Re 原子还会对位错运动起到钉扎作用。因此研究者在第二代及以上的镍基单晶合金中添加 Re 等固溶强化元素,以此保证镍基单晶高温下的性能。除此之外,C 元素的添加有利于提高镍基单晶的铸造性和容错性,即降低凝固缺陷,如凝固孔和晶体取向偏差等。然而,其质量分数超过 0.05% 时反而会导致合金中的碳化物体积分数和孔隙率升高,不利于合金的抗疲劳性能^[21]。

因为在加载过程中,铸造引起的微孔洞周围极易产生应力集中,相比其他缺陷(如:沉淀相或化合物)会优先导致裂纹萌生,所以微孔洞对疲劳寿命有着至关重要的影响^[22-25]。Cervellon 等^[23]研究了 CMSX - 4 和 MAR - M200 两种镍基单晶的疲劳力学响应,发现其裂纹均在铸造引起的微孔洞处萌生。此外,晶体取向在低应力下对镍基单晶疲劳寿命也有较大的影响。若以 [001] 为标准加载方向,Li 等^[26]的研究结果表明:当加载方向与标准加载方向偏差较小角度 ($< 10^\circ$) 时,合金的疲劳寿命随着偏差角度的增加而降低,并且应力越低,这种下降趋势越明显。Cervellon 等^[25]的研究结果同样表明:在低应力下,沿 [111] 晶体取向加载会优先激活准立方滑移,进而形成与标准加载方向不同的粗糙区,降低疲劳寿命。但无论晶体取向如何,疲劳断裂的起裂原因均为晶体滑移且其断裂模式随应力的增加由晶面断裂转变为 I 类断裂^[7]。

除了上述材料因素对疲劳性能的影响外,镍基单晶在高温服役过程中还会发生氧化,而氧化对疲劳性能的影响通常与温度、循环次数、应力状态和材料抗氧化性能有关^[22]。在中低温度 [750, 1 000] °C 下的超高周疲劳 (very high cycle fatigue, VHCF) 研究中,试样表面的氧化程度不足以导致疲劳裂纹萌生,因此裂纹依旧在凝固孔处萌生^[22]。在较高温度 [1 000, 1 100] °C 下的 VHCF 研究中,材料表面氧化严重,裂纹萌生点从内部的

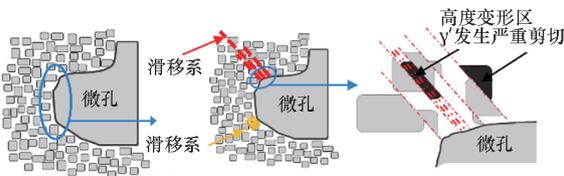
凝固孔转移到了表面氧化层处^[22, 27-29]。然而,若镍基单晶合金中不存在凝固孔,则无论温度如何,氧化行为都将成为 VHCF 失效的决定性因素^[24]。

值得注意的是,中低温下的氧化行为为仅会通过影响裂纹扩展过程降低镍基单晶的寿命,并不会影响致命裂纹的萌生,但也有少数研究结果表明氧化会辅助裂纹萌生^[4]。下面将针对氧化情况下的 VHCF 疲劳裂纹萌生和扩展机制进行详细介绍。

1.2 裂纹萌生和扩展机制

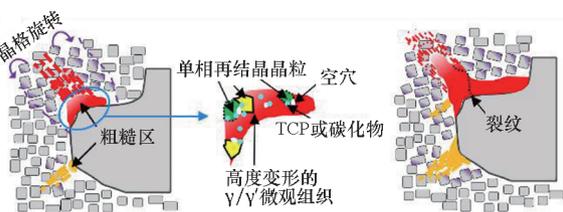
无氧条件下镍基单晶的疲劳裂纹通常在凝固孔处萌生,而在有氧环境下疲劳裂纹萌生的位置和数量通常与氧化程度和温度有关^[22, 25]。

在无氧条件下的镍基单晶裂纹萌生机制如图 1^[23]所示,由于应力集中和外加载荷作用,凝固孔周围会沿着图 1(a)^[23]所示的 $\{111\}\langle 110\rangle$ 滑移系逐渐形成滑移带, γ' 相在滑移带的累积下会发生严重剪切而形成高度变形区。随着进一步的加载,滑移带附近发生晶格旋转,高度变形区发生再结晶并产生微小空穴,部分镍基单晶还会因成分原因在该区域析出拓扑密堆(topologically close-packed, TCP)沉淀或碳化物沉淀,该过程如图 1(b)所示。由此形成图 2^[25]中白色圆圈所标记的粗糙区^[25, 30]。最后凝固孔周围的应力强度因子超过粗糙区的局部应力强度阈值,引发裂纹萌生。其中,粗糙区的形成占据了 90% 的疲劳寿命,与高强度钢和钛合金中的“鱼眼区”相似,被视为镍基单晶在 VHCF 下裂纹萌生的标志。上述



(a) 滑移带的累积

(a) Accumulation of slip bands



(b) 粗糙区的形成及裂纹萌生

(b) Formation of rough zone and initiation of crack

图 1 镍基单晶的疲劳裂纹萌生机制^[23]

Fig.1 Fatigue crack initiation mechanism of nickel-based single crystal superalloys^[23]

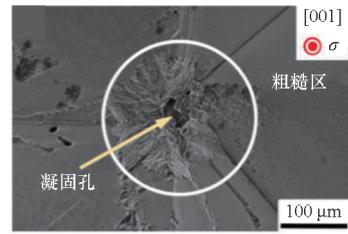


图 2 镍基单晶 VHCF 疲劳裂纹萌生点及粗糙区^[25]

Fig.2 Fatigue crack initiation site and rough zone of nickel-based single crystal superalloys under VHCF^[25]

裂纹萌生过程中,由于塑性滑移会沿着图 3^[31]所示的八面体滑移系累积,因此镍基单晶断面与 $\{111\}$ 晶面平行^[25, 31-32],并且在 Zhao^[22]和 Cervellon^[32]等的研究中发现镍基单晶通常只有单个致命裂纹在合金内部的凝固孔处萌生,但该文及现有研究并未就只有一个致命裂纹现象提出合理解释。就该现象提出可能的猜想:凝固孔的形状和尺寸不同导致应力集中最大的凝固孔周围优先形成粗糙区并引发致命裂纹萌生。然而,导致该现象的真正原因及证明还有待研究。

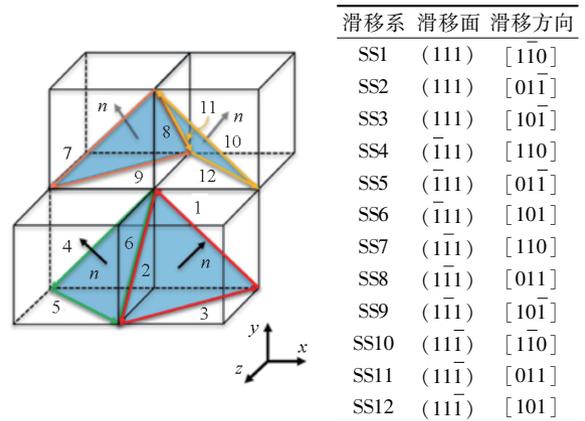
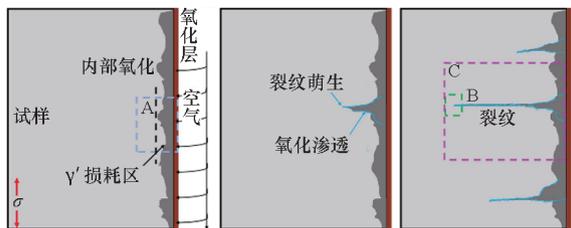


图 3 镍基单晶的滑移系统^[31]

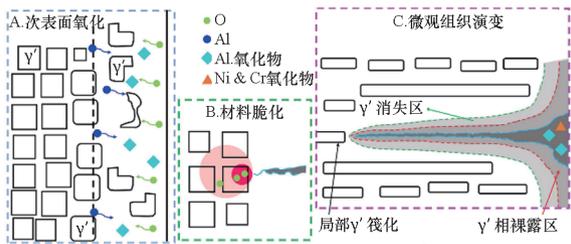
Fig.3 Slip systems of nickel-based single crystal superalloys^[31]

在 $[750, 1\ 000]^\circ\text{C}$ 有氧环境下服役时,虽然材料表面会发生氧化,但其氧化程度并不足以导致裂纹萌生。但随着服役温度升至 $1\ 100^\circ\text{C}$,材料表面发生严重氧化并出现多个裂纹萌生点。其裂纹萌生和扩展机制如图 4^[22]所示,在高温作用下,镍基单晶表面发生氧化生成富 Al 氧化物,该过程因消耗了次表面的 γ' 相而产生 γ' 损耗区。随后,疲劳微裂纹从氧化最严重的地方起裂,并将内部材料暴露在高温氧气环境中,随着加载的进行,氧化沿着裂纹扩展路径逐步加深,裂纹在氧化和疲劳的相互作用下逐渐扩展。此条件下,由于氧化和 γ' 相钝化的作用,断口不再呈现



(a) 氧化裂纹萌生过程

(a) Process of oxidation crack initiation



(b) 氧化裂纹扩展机理

(b) Mechanism of oxidation crack propagation

图 4 高温氧化下的裂纹萌生和扩展机制^[22]

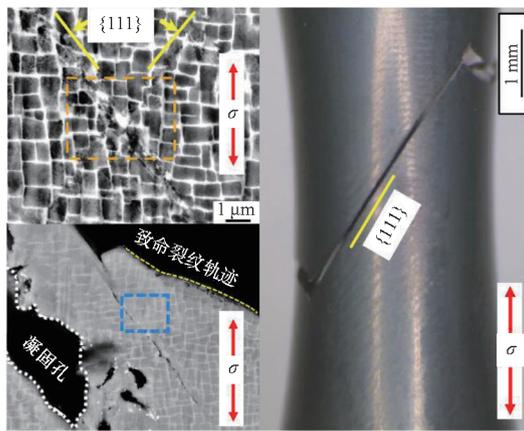
Fig. 4 Mechanism of crack initiation and propagation with oxidation in high temperature^[22]

图 5(a)^[23, 32] 所示的晶体学断裂特征, 而是呈现经典 I 类型断裂特征, 即裂纹沿着 (001) 晶面扩展^[22, 24, 32-34]。Zhao^[22] 和 Bortoluci Ormastroni^[24] 等的研究表明, 氧化和疲劳共同作用下的裂纹尖端区域发生 γ' 相筏化与消散, 导致裂纹不再沿平行于 $\{111\}$ 晶面方向扩展, 而是沿着图 5(b)^[22] 所示的 γ' 相筏化方向 (即 (001) 晶面) 扩展。

1.3 疲劳寿命预测研究

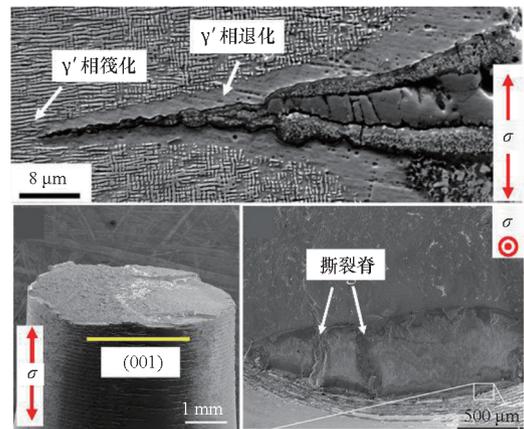
当依靠实验估计疲劳寿命时, 需要消耗大量的时间和人力成本, 因此发展可靠的镍基单晶疲劳寿命预测模型至关重要。上述裂纹萌生机制为疲劳寿命预测模型的建立提供了关键影响参数。

同时, 研究人员^[34-36] 基于断裂力学和晶体塑性等理论建立了镍基单晶本构模型, 并采用临界平面法和拓扑分辨剪应力法等方法, 在考虑了应力强度因子和临界平面损伤参数的情况下计算模拟镍基单晶在疲劳加载下的裂纹萌生与扩展行为, 并建立镍基单晶疲劳寿命预测模型, 最后采用晶体塑性有限元对模型进行评估修正以保证有效性。例如: Jiang 等^[37] 基于单晶本构模型建立了不同疲劳损伤参数的晶体塑性有限元模型; Cervellon 等^[23] 根据粗糙区特征和应力强度因子对裂纹萌生的影响提出了相应的预测模型; Karamitros 等^[31] 利用裂纹尖端储能密度和最高活



(a) 疲劳裂纹沿 $\{111\}$ 晶面扩展并断裂^[23, 32]

(a) Propagation and fracture mode of fatigue crack along $\{111\}$ crystal plane^[23, 32]



(b) 疲劳裂纹沿 (001) 晶面扩展并断裂^[22]

(b) Propagation and fracture mode of fatigue crack along (001) crystal plane^[22]

图 5 疲劳裂纹的扩展与断裂模式

Fig. 5 Propagation and fracture mode of fatigue crack

化滑移系统建立的裂纹扩展模型可以预测镍基单晶疲劳裂纹扩展速率及路径。

凝固孔缺陷是裂纹萌生的主要因素, 在建立准确可靠的预测模型时需慎重考虑凝固孔缺陷的影响^[18, 35, 38]。对此, Jiang 等^[37] 考虑凝固孔缺陷影响而建立的模型不仅可以较好地预测镍基单晶疲劳寿命, 还可以预测其断裂模式。

在进行疲劳寿命预测的过程中, 损伤参数的选择关系着预测模型的精确度。如: Su 等^[39] 利用临界平面法评估了四种损伤参数对镍基单晶微动疲劳寿命预测的准确性, 发现基于应变能的 Chu-Conle-Bonnen 参数预测效果最好。Li 等^[40] 评估了 15 个多轴临界面疲劳损伤参数对镍基单晶疲劳寿命的预测能力, 发现基于应变能量准则的参数预测能力最好。以往的研究中, 大部分预测模型仅基于有限的特定损伤参量而建立, 在不

同的条件下预测模型应用具有明显差异,因此,未来研究具有普适性且简便的疲劳寿命预测模型更有实际应用价值。此外,随着镍基单晶的发展,影响疲劳性能的因素也会发生变化,如第三代镍基单晶中添加的 Re 元素可以显著提高其疲劳性能,因此疲劳寿命预测模型随着合金的发展需要逐步完善。

2 镍基单晶高温合金的蠕变损伤

镍基单晶合金在服役过程中还会承受离心力导致的蠕变损伤。本节总结了影响其抗蠕变性能的因素及其损伤机制与组织演化。

2.1 影响抗蠕变性能的因素

影响镍基单晶抗蠕变性能的主要因素为元素组成、晶格错配、 γ' 相的体积分数和 TCP 相,除此之外,加载方向和氧化等外在因素对其蠕变寿命也有影响^[41-44]。

大部分镍基单晶的组成元素主要包括 Ni、Al、Ta、W、Co、Re、Cr、Mo 和 Ru^[41, 45-46],部分合金还会添加少量 Ti、Hf 和 C 等元素^[8, 46]。其中,Co、Re 和 Ru 为密排六方结构,它们的加入可以提高合金的结构稳定性,进而提高合金的蠕变寿命。同时,增加富 γ' 相元素 Al、Ti 和 Ta 的含量也可以提高合金的抗蠕变性能^[8, 47-48]。添加 Cr、Mo 和 W 等难熔元素则可以提高合金的热稳定性和熔点。研究表明^[8, 41, 45],Re、Cr、W 和 Mo 等元素在高温下会偏析从而形成 TCP 相,但是 Ru 元素却可以抑制 TCP 相形成,因此调控组成元素的种类和含量对改善合金的抗蠕变性能至关重要。此外,Re 和 Ru 的添加可以增加晶格负错配度,提高合金的蠕变寿命^[41, 47, 49-50]。

晶格错配 δ 通常用来表示 γ/γ' 相界面的相干程度,其计算公式^[41]为:

$$\delta = 2(a_{\gamma'} - a_{\gamma}) / (a_{\gamma'} + a_{\gamma}) \quad (1)$$

式中: a_{γ} 为 γ 相的晶格常数, $a_{\gamma'}$ 为 γ' 相的晶格常数。Murakumo 等^[51]的研究结果表明, γ/γ' 界面的相干性是镍基单晶具有高强度的原因之一。因此调控镍基单晶溶质类型及其含量可以改变晶格错配程度进而提高其抗蠕变性能。其中,晶格错配越大,在基体中产生的随机应力越大,越有利于阻碍位错运动^[41],通常认为负晶格错配更有利于镍基单晶的抗蠕变性能^[49, 52]。

此外,由于镍基单晶 γ 基体与 γ' 相晶格结构不同,在蠕变加载过程中,大量位错运动会受到 γ' 相阻碍而堆积在 γ 基体中,因此,理论上 γ' 相的

体积分数越大,其抗蠕变性能越好^[46]。但 Pollock 等^[53]研究了纯 γ' 相镍基单晶的抗蠕变性能,发现相比于两相合金,其抗蠕变性能反而降低。Murakumo 等^[51]对此现象进行了解释, γ' 相对位错运动的阻碍本质上是 γ/γ' 界面阻碍了位错运动,而 γ' 相体积分数过大反而会减小 γ/γ' 界面,降低对位错运动的阻碍作用,因此导致蠕变寿命降低。同时, γ' 相体积分数过大还会降低 γ 相通道的宽度,不利于微观组织稳定性,导致抗蠕变性能降低^[41]。一般情况下, γ' 相的体积分数在 60%~70% 之间最为合适^[41]。

虽然多种元素的添加可以通过提高晶格错配度和优化 γ' 相体积分数改善镍基单晶蠕变寿命,但在长期高温或应力下,元素偏析会导致蠕变第 II 至 III 阶段产生脆性 TCP 相^[54-55],TCP 相的产生不仅会破坏 γ/γ' 组织,还会使微裂纹在其附近萌生并随着加载的进行沿着 TCP 生长的方向扩展。因此,TCP 相的析出很大程度上促进了镍基单晶的蠕变失效^[45, 54-55]。

除了镍基单晶元素成分引起的一系列影响外,镍基单晶的蠕变性能在高温下对加载方向也十分敏感^[12, 43]。高温下由于 γ' 定向粗化、位错攀移和 γ/γ' 界面位错网的形成,[001]与[011]加载下蠕变性能相似。但是在低温环境下,不同加载取向(如:[001]、[011]和[111]方向)的蠕变性能不尽相同,普遍认为该现象与蠕变第 I 阶段的 $\{111\}\langle 112\rangle$ 滑移有关,但其影响机理仍存在争议。同时,随着镍基单晶的发展,具有最低蠕变速率的[001]方向成为第三代镍基单晶蠕变加载的最优取向^[56]。

在高温环境下,镍基单晶易受氧化而降低蠕变寿命。Pei 等^[44]的研究结果表明,高温环境下镍基单晶发生氧化时,会由外向内逐渐形成氧化层和热影响层,其中热影响层因消耗了 Al 元素而导致 γ' 相消散,最后裂纹在热影响层应力集中处萌生。萌生的微裂纹附近通常伴有细小再结晶晶粒形成,在氧化和再结晶的相互作用下,裂纹快速生长,严重降低了合金的蠕变寿命^[57]。

上述因素均在一定程度上影响镍基单晶的抗蠕变性能,并且各个因素之间往往存在耦合作用,因此从上述影响因素及机理出发,分析蠕变损伤机制和组织演化可以设计并改善合金的抗蠕变性能。

2.2 蠕变损伤机制及微观组织演化

镍基单晶叶片部分位置服役温度很高,而靠近根部和冷却通道的位置服役温度较低,据此,将

镍基单晶高温合金的蠕变行为分为低温蠕变(小于 750 °C)、中温蠕变([750,950]°C)和高温蠕变([950,1 100]°C)^[41]。不同温度下的蠕变损伤机制不同。

在低温低应力服役环境下,γ 相中的位错运动会受到限制,但当应力超过一定阈值时,将触发大量蠕变变形,此时 γ 基体中的位错成对切入 γ' 相并形成超晶格内禀堆垛层错(superlattice intrinsic stacking fault, SISF)、超晶格外禀堆垛层错(superlattice extrinsic stacking fault, SESF)、反相筹界(antiphase boundary, APB)等复杂位错结构,其过程原理如式(2)和式(3)所示^[46, 58]。

$$\frac{a}{2}[011] + \frac{a}{2}[\bar{1}01] \rightarrow \frac{a}{3}[\bar{1}12] + \text{SISF} + \frac{a}{6}[\bar{1}12] \quad (2)$$

$$2 \frac{a}{2}[011] + 2 \frac{a}{2}[\bar{1}01] \rightarrow \frac{a}{3}[\bar{1}12] + \text{SISF} + \frac{a}{6}[\bar{1}12] + \text{APB} + \frac{a}{6}[\bar{1}12] + \text{SESF} + \frac{a}{3}[\bar{1}12] \quad (3)$$

γ 基体中的两个不同的 $\frac{a}{2}\langle 110 \rangle$ 位错相遇后会按照式(2)的反应生成领先不全位错、SISF 和后续不全位错(即肖克莱不全位错)并对 γ' 相进行剪切,整个过程如图 6^[58]所示。位错 AC 和位错 BC 在 γ/γ' 界面处相遇后,位错 BC 的后续部分位错如图 6^[58]中 P₁P₂ 段所示被钉扎在 γ/γ' 界面处,而 BC 的领先不全位错则沿着界面滑移并生成 $\frac{a}{3}[\bar{1}12]$,但其因能量不稳定而分解,最终在

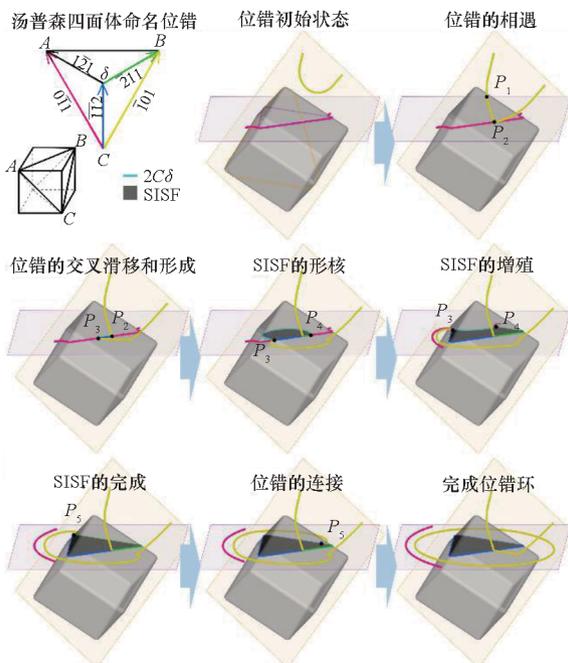
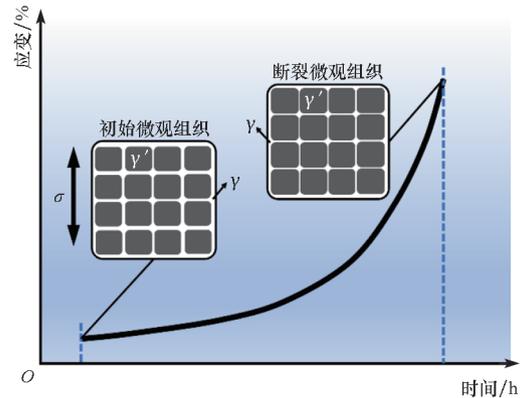


图 6 SISF 形核过程^[58]

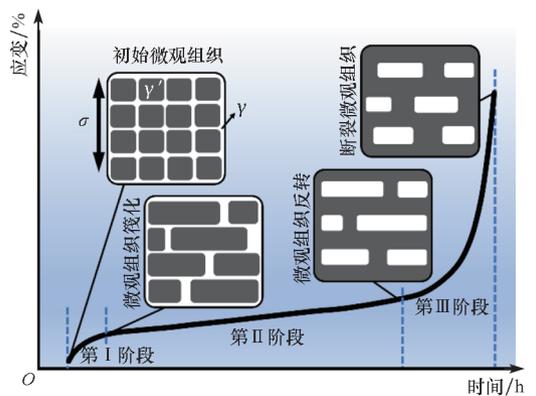
Fig. 6 Process of SISF nucleation^[58]

应力和能量的驱使下切割 γ' 相并形成 SISF。此外,如式(3)所示,当相邻八面体平面上相同位错对推动 SISF 时还会形成由 APB 和 SESF 组成的 $a\langle 112 \rangle$ 堆垛层错带^[58]。

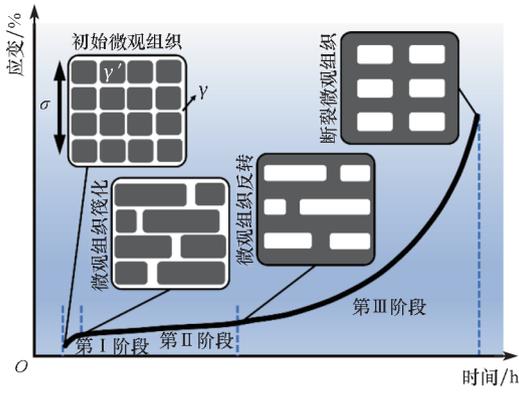
在服役环境中,镍基单晶的蠕变行为由位错运动和微观组织演化共同决定,一般可将其蠕变行为分为三个阶段。图 7^[49]分别为低温中应力、中温低应力和高温高应力情况下镍基单晶的微观组织变化示意图。相对于低温服役环境,γ' 相在中高温环境下会发生筏化现象。首先,中高温下的 γ 基体组成元素会发生定向扩散导致蠕变初期 γ' 相逐渐筏化,同时,位错在 γ 相基体中大量增殖。当蠕变进入第 II 阶段,立方结构 γ' 相已经筏化成带状或片状,此时,γ' 相筏化的方向与加载方向垂直,位错运动受到筏化相的阻碍而堆积,因此蠕变进入低应变率的第 II 阶段。在此阶段,位错沿 γ/γ' 相界面逐渐形成如图 8^[59]所示的位错网,同时,位错网的形成会释放 γ/γ' 相界面的错配应力,导致筏化的 γ' 相向最小总界面能的形貌发展。因此,当蠕变进行到第 II 阶段末期时,位错



(a) 低温中应力蠕变加载下的微观组织演化
(a) Microstructure evolution under low temperature and intermediate stress creep loading

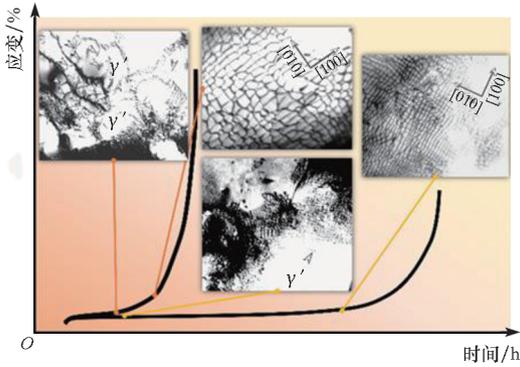


(b) 中温低应力蠕变加载下的微观组织演化
(b) Microstructure evolution under intermediate temperature and low stress creep loading



(c) 高温高应力蠕变加载下的微观组织演化

(c) Microstructure evolution under high temperature and high stress creep loading

图7 镍基单晶蠕变过程中微观组织演化^[49]Fig.7 Microstructure evolution of nickel-based single crystal superalloys during creep^[49]图8 镍基单晶蠕变过程中的位错网演化^[59]Fig.8 Dislocation network evolution during creep of nickel-based single crystal superalloys^[59]

网密度达到极限,并且 γ 相与 γ' 相完成反转,此时反转后的 γ/γ' 相界对位错运动的阻碍能力下降。随着蠕变进一步进行,位错网局部遭到破坏,大量位错切入 γ' 相,因此,第Ⅲ阶段的蠕变速率急速上升^[60]。

第二代及以上的镍基单晶中添加了昂贵的Ru元素和Re元素,导致镍基单晶的实验成本过高,因此亟待建立可准确预测镍基单晶蠕变微观组织演化及寿命的模型。上述抗蠕变性能的影响因素、蠕变机制及微观组织演化可为其寿命预测模型的建立提供基础和依据。

2.3 蠕变寿命预测研究进展

许多研究工作者基于Orowan强化机制^[61]、微观组织相关参数^[62-64]和位错密度^[65]等,提出了相应的寿命预测和微观组织演化模型。此外,关于镍基单晶的晶体塑性模型和本构模型方面的

研究也相对成熟。Pei等^[44]基于晶体塑性理论利用有限元分析了氧化蠕变行为。Yu等^[60]在热力学、动力学基础上利用已有的位错动力学模型较好地预测了镍基单晶的蠕变寿命。Harikrishnan等^[66]还利用Rabotnov-Kachanov型连续损伤模型模拟预测了蠕变过程中完整的微观组织结构演化。

然而传统的蠕变寿命预测模型都是基于一种特定合金的大量实验结果而建立的,在应用上十分受限^[67],如:Fu等^[68]采用修正后的模型仅对DZ125和K465高温合金的蠕变行为进行预测,预测结果优于传统模型。近年来,利用机械学习(machine learning, ML)预测材料性能引起了研究者的广泛关注并取得了一定的进展,如:Ward等^[69]提出的机械学习模型可用于预测许多不同材料的力学性能,但是此类研究仍需要较多的数据基础,而目前公开的关于镍基单晶的实验数据有限^[67, 69-70]。为了解决这一问题,Han等^[67]曾尝试利用双联动ML方法以减少所需的数据集,但是由于数据量少,蠕变寿命预测模型的精度较低,因此,未来优化ML蠕变寿命预测模型使其在保证精度的前提下尽可能地使用相对较少的数据具有重要意义。

3 镍基单晶 TMF 损伤机制

了解镍基单晶的疲劳和蠕变损伤机制不仅为掌握其TMF损伤机制提供了参考,还为其预测模型提供了基础^[67]。在非等温加载条件下,疲劳损伤、蠕变损伤和氧化会相互作用导致TMF损伤,这种损伤耦合特点可能会导致材料提前失效,因此研究TMF损伤机制是更精准地预测材料寿命的前提且更符合实际服役情况^[12, 16, 71-72]。

由于叶片的形状和冷却场景不同,叶片不同部位承受的TMF加载类型有所区别。据此,按如图9所示的温度变化和加载变化之间的相位关系,将TMF分为同相(in-phase, IP)TMF和反相(out-of-phase, OP)TMF,不同相位可以体现各种损伤机制之间的竞争和协同关系^[12]。镍基单晶的TMF损伤过程可大致做以下描述:在疲劳初期,位错运动以滑移和交滑的方式在 γ 相中进行,随着加载的进行,位错运动受到 γ' 相的阻碍导致位错密度增加并出现循环硬化,随后位错切入 γ' 相使微观组织发生粗化而出现循环软化现象,这与镍基单晶的疲劳失效十分相似。但是由于TMF损伤机制的影响因素较多,不同试验条件

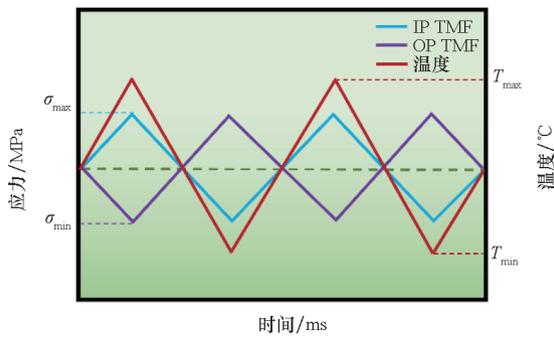


图 9 TMF 试验中温度和应力的相位关系

Fig. 9 Phase relationship between temperature and stress in the TMF tests

下的疲劳寿命存在显著差异,如交变温度、相位关系、载荷保持时间和应力水平等因素都会严重影响镍基单晶的高温 TMF 性能和损伤机制^[73-74]。除此之外,镍基单晶的微观组织、化学性质、涂层也会影响其 TMF 寿命^[11, 75]。Yang 等^[12]研究发现,在 IP TMF 载荷下,DD6 的主要损伤机制为蠕变和疲劳,并且受环境因素的影响较小;而在 OP TMF 载荷下,DD6 的损伤机制以氧化疲劳为主,具有典型的氧化诱导裂纹的特征。Zhang^[11]总结了 TMF 裂纹萌生的两个原因:一是滑移带和变形孪晶与试样表面的相互作用;二是表面形成微孔并发生氧化。Neu^[76]的研究表明,镍基单晶的 TMF 裂纹扩展路径受温度、应变范围、保压时间、微观组织、晶体取向、相位关系以及频率等因素的影响。

早在 20 世纪 80 年代,就有研究人员提出利用双热机械疲劳损伤试验对 TMF 损伤机制进行解耦的方法对其进行研究,并证明了该方法的有效性^[77-78]。在此基础上,Amaro 等^[17]提出了一种可以预测裂纹萌生时循环次数的寿命估计模型。同时,该研究提供的量化 TMF 损伤框架有利于深入探究各个损伤机制之间的作用关系。此外,国内 Yang 等^[12]基于临界平面法,提出了考虑棘轮效应的疲劳寿命预测模型,并用于预测 DD6 合金的 TMF 疲劳寿命。Berti 等^[79]提出了一种基于耦合损伤的寿命预测模型,并应用于带保压时间的 TMF 寿命预测。Amaro 等^[80]则通过损伤的线性累积实现了对 TMF 寿命的预测,并且已经成功应用于 Mar-M247。目前,对于 TMF 损伤机制的研究处于发展阶段。上述的预测模型依旧存在着参数过多、应用范围有限等缺点。因此对于镍基单晶损伤耦合机制与寿命预测的研究亟待发展。

4 总结与展望

镍基单晶在高温下具有优异的力学性能,是先进航空发动机高温部件的首选材料。近些年来,我国镍基单晶的研发成果显著,但是与国外相比仍存在一定差距。其中,关于镍基单晶在服役过程中各种情况下的损伤机制以及基于损伤机理的寿命预测研究虽然已经取得了一定进展,但是大多数研究成果都是关于镍基单晶在等温环境下的蠕变或疲劳性能以及本构模型。目前镍基单晶的热机械行为及损伤机制尚不明确。此外,在进行镍基单晶 TMF 研究时,必须谨慎考虑不同条件之间的相互作用并确定影响合金寿命的主要因素。因此提出以下几点关于镍基单晶损伤机制和预测模型研究中亟待解决的问题:

- 1) 优化设计更具有普适性的镍基单晶疲劳寿命预测模型。
- 2) 基于现有研究成果,建立无须大量实验数据且较为准确的寿命预测模型。
- 3) 不同条件下的 TMF 损伤机制研究亟待完善。
- 4) 不同系列镍基单晶的 TMF 损伤机制是否相同或存在一定关系。

参考文献 (References)

- [1] 张健,王莉,王栋,等. 镍基单晶高温合金的研发进展[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1077-1094.
ZHANG J, WANG L, WANG D, et al. Research progress in research and development of nickel-based single crystal superalloys [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1077-1094. (in Chinese)
- [2] 田武刚,潘孟春,罗飞路,等. 航空发动机叶片的内窥涡流集成化原位检测[J]. 国防科技大学学报, 2009, 31(5): 101-105.
TIAN W G, PAN M C, LUO F L, et al. Borescope and eddy current integrative in-situ detecting defects in aeroengine laminas [J]. Journal of National University of Defense Technology, 2009, 31(5): 101-105. (in Chinese)
- [3] AVATEFFAZELI M, WEBSTER G, TAHMASBI K, et al. Very high cycle fatigue at elevated temperatures: a review on high temperature ultrasonic fatigue [J]. Journal of Space Safety Engineering, 2022, 9(4): 488-512.
- [4] CERVELLON A, CORMIER J, MAUGET F, et al. Very high cycle fatigue of Ni-based single-crystal superalloys at high temperature [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(9): 3938-3950.
- [5] XUAN W D, SONG G, DUAN F M, et al. Enhanced creep properties of nickel-base single crystal superalloy CMSX-4 by high magnetic field [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140729.
- [6] TAO X P, DU Y L, WANG X G, et al. Effect of solution cooling rate on the microstructure and creep deformation

- mechanism of a rhenium-free second-generation single crystal superalloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 131: 14–29.
- [7] LIU Y, ZHOU H, WU M M, et al. Coating-related deterioration mechanism of creep performance at a thermal exposed single crystal Ni-base superalloy [J]. *Materials Characterization*, 2022, 187: 111839.
- [8] LONG H B, MAO S C, LIU Y N, et al. Microstructural and compositional design of Ni-based single crystalline superalloys; a review[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 743: 203–220.
- [9] YAO X, DING Q Q, WEI X, et al. The effects of key elements Re and Ru on the phase morphologies and microstructure in Ni-based single crystal superalloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 926: 166835.
- [10] WU W P, CHEN B, SHEN H F, et al. Molecular dynamics simulation of rhenium effects on creep behavior of Ni-based single crystal superalloys[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2022, 32(2): 259–266.
- [11] ZHANG W J. Thermal mechanical fatigue of single crystal superalloys: achievements and challenges [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 650: 389–395.
- [12] YANG J J, JING F L, YANG Z M, et al. Thermomechanical fatigue damage mechanism and life assessment of a single crystal Ni-based superalloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 872: 159578.
- [13] ZHANG J X, HARADA H, RO Y, et al. Thermomechanical fatigue mechanism in a modern single crystal nickel base superalloy TMS-82 [J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(13): 2975–2987.
- [14] VACCHIERI W, HOLDSWORTH S R, POGGIO E, et al. Service-like TMF tests for the validation and assessment of a creep-fatigue life procedure developed for GT blades and vanes[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 99: 216–224.
- [15] 雷婧宇, 吕震宙, 贾贝熙. 含气膜孔涡轮叶片寿命可靠性设计优化中的网格参数化方法[J]. *国防科技大学学报*, 2022, 44(2): 55–63.
- LEI J Y, LYU Z Z, JIA B X. Mesh parameterization in reliability-based design optimization for the life of turbine blade with film holes[J]. *Journal of National University of Defense Technology*, 2022, 44(2): 55–63. (in Chinese)
- [16] RODAS E A E, NEU R W. Crystal viscoplasticity model for the creep-fatigue interactions in single-crystal Ni-base superalloy CMSX-8[J]. *International Journal of Plasticity*, 2018, 100: 14–33.
- [17] AMARO R L, ANTOLOVICH S D, NEU R W, et al. Thermomechanical fatigue and bithermal-thermomechanical fatigue of a nickel-base single crystal superalloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 2012, 42: 165–171.
- [18] LIU Y H, KANG M D, WU Y, et al. Effects of microporosity and precipitates on the cracking behavior in polycrystalline superalloy Inconel 718[J]. *Materials Characterization*, 2017, 132: 175–186.
- [19] KUNZ L, LUKÁŠ P, KONECNÁ R. High-cycle fatigue of Ni-base superalloy Inconel 713LC[J]. *International Journal of Fatigue*, 2010, 32(6): 908–913.
- [20] WU W P, DING Z J, CHEN B, et al. Effect of rhenium on low cycle fatigue behaviors of Ni-based single crystal superalloys; a molecular dynamics simulation[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 5144–5160.
- [21] AL-JARBA K A, FUCHS G E. Elevated temperature, high cycle fatigue behavior of carbon-containing single crystal Ni-based superalloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 760: 287–295.
- [22] ZHAO Z, LI Q, ZHANG F, et al. Transition from internal to surface crack initiation of a single-crystal superalloy in the very-high-cycle fatigue regime at 1 100 °C[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 150: 106343.
- [23] CERVELLON A, HÉMERY S, KÜRNSTEINER P, et al. Crack initiation mechanisms during very high cycle fatigue of Ni-based single crystal superalloys at high temperature[J]. *Acta Materialia*, 2020, 188: 131–144.
- [24] BORTOLUCI ORMASTRONI L M, LOPEZ-GALILEA I, PISTOR J, et al. Very high cycle fatigue durability of an additively manufactured single-crystal Ni-based superalloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 54: 102759.
- [25] CERVELLON A, TORBET C J, POLLOCK T M. Crack initiation anisotropy of Ni-based SX superalloys in the very high cycle fatigue regime [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 825: 141920.
- [26] LI P, JIANG W, RUI S S, et al. Effect of misorientation on the fatigue life of nickel-base single crystal superalloy DD5 at 980 °C [J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 153: 106479.
- [27] DUQUETTE D J, GELL M. The effects of environment on the elevated temperature fatigue behavior of nickel-base superalloy single crystals[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1972, 3(7): 1899–1905.
- [28] YI J Z, TORBET C J, FENG Q, et al. Ultrasonic fatigue of a single crystal Ni-base superalloy at 1 000 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 443(1/2): 142–149.
- [29] JIANG R, EVERITT S, GAO N, et al. Influence of oxidation on fatigue crack initiation and propagation in turbine disc alloy N18 [J]. *International Journal of Fatigue*, 2015, 75: 89–99.
- [30] UTADA S, BORTOLUCI ORMASTRONI L M, RAME J, et al. VHCF life of AMI Ni-based single crystal superalloy after pre-deformation [J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 148: 106224.
- [31] KARAMITROS V, MACLACHLAN D W, DUNNE F P E. Mechanistic fatigue in Ni-based superalloy single crystals; a study of crack paths and growth rates [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2022, 158: 104663.
- [32] CERVELLON A, CORMIER J, MAUGET F, et al. VHCF life evolution after microstructure degradation of a Ni-based single crystal superalloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 104: 251–262.
- [33] SUN X Y, ZHANG L F, PAN Y M, et al. Microstructural evolution during cyclic oxidation of a Ni-based single crystal superalloy at 1 100 °C[J]. *Corrosion Science*, 2020, 162: 108216.
- [34] SATO A, CHIU Y L, REED R C. Oxidation of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(1): 225–240.
- [35] BORTOLUCI ORMASTRONI L M, MATAVELI SUAVE L, CERVELLON A, et al. LCF, HCF and VHCF life sensitivity to solution heat treatment of a third-generation Ni-based single crystal superalloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2020, 130: 105247.

- [36] 陈宏, 蒋洪德. 一种镍基单晶合金高温低周疲劳寿命预测方法[J]. 机械强度, 2015, 37(5): 857–862.
CHEN H, JIANG H D. Low cycle fatigue life prediction method for single crystal nickel-base superalloys at high temperature[J]. Journal of Mechanical Strength, 2015, 37(5): 857–862. (in Chinese)
- [37] JIANG W, YAO W X, LI P, et al. A fatigue life prediction method distinguishing fracture modes for Ni-based single crystal superalloys considering porosity defect[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2021, 112: 102883.
- [38] RÉMY L, GEUFFRARD M, ALAM A, et al. Effects of microstructure in high temperature fatigue; lifetime to crack initiation of a single crystal superalloy in high temperature low cycle fatigue[J]. International Journal of Fatigue, 2013, 57: 37–49.
- [39] SU Y, HAN Q N, ZHANG C C, et al. Effects of secondary orientation and temperature on the fretting fatigue behaviors of Ni-based single crystal superalloys [J]. Tribology International, 2019, 130: 9–18.
- [40] LI P, YAO W X, SHI H J, et al. A topologized resolved shear stress method for the life prediction of nickel-base single crystal superalloys [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2020, 108: 102624.
- [41] XIA W S, ZHAO X B, YUE L, et al. Microstructural evolution and creep mechanisms in Ni-based single crystal superalloys: a review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 819: 152954.
- [42] AGUDO JÁCOME L, NÖRTERSHÄUSER P, HEYER J K, et al. High-temperature and low-stress creep anisotropy of single-crystal superalloys [J]. Acta Materialia, 2013, 61(8): 2926–2943.
- [43] YU J, LI J R, ZHAO J Q, et al. Orientation dependence of creep properties and deformation mechanism in DD6 single crystal superalloy at 760 °C and 785 MPa[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 560: 47–53.
- [44] PEI H Y, YANG Y Z, GU S N, et al. Study on oxidation-creep behavior of a Ni-based single crystal superalloy based on crystal plasticity theory [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 839: 142834.
- [45] DURST K, GÖKEN M. Micromechanical characterisation of the influence of rhenium on the mechanical properties in nickel-base superalloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 387/388/389: 312–316.
- [46] LONG H B, LIU Y N, KONG D L, et al. Shearing mechanisms of stacking fault and anti-phase-boundary forming dislocation pairs in the γ' phase in Ni-based single crystal superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 724: 287–295.
- [47] XIA W S, ZHAO X B, YUE L, et al. A review of composition evolution in Ni-based single crystal superalloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 44: 76–95.
- [48] CHEN J B, CHEN J Y, WANG Q J, et al. Enhanced creep resistance induced by minor Ti additions to a second generation nickel-based single crystal superalloy [J]. Acta Materialia, 2022, 232: 117938.
- [49] TAN X P, LIU J L, JIN T, et al. Effect of ruthenium on high-temperature creep rupture life of a single crystal nickel-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(29/30): 8381–8388.
- [50] LU F, LU S, ANTONOV S, et al. Duration-affected creep behaviors of Ni-based single crystal superalloys with/without rhenium addition designed for IGT application [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 864: 144560.
- [51] MURAKUMO T, KOBAYASHI T, KOIZUMI Y, et al. Creep behaviour of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' volume fraction [J]. Acta Materialia, 2004, 52(12): 3737–3744.
- [52] LONG H B, WEI H, LIU Y N, et al. Effect of lattice misfit on the evolution of the dislocation structure in Ni-based single crystal superalloys during thermal exposure [J]. Acta Materialia, 2016, 120: 95–107.
- [53] POLLOCK T M, FIELD R D. Dislocations and high-temperature plastic deformation of superalloy single crystals[J]. Dislocations in Solids, 2002, 11: 547–618.
- [54] RAE C M F, HOOK M S, REED R C. The effect of TCP morphology on the development of aluminide coated superalloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 396(1/2): 231–239.
- [55] ZHANG H K, YUE Z F. TCP phases growth and crack initiation and propagation in nickel-based single crystal superalloys containing Re [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 746: 84–92.
- [56] LI Y F, WANG L, ZHAO S, et al. Creep anisotropy of a 3rd generation nickel-base single crystal superalloy in the vicinity of [001] orientation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 848: 143479.
- [57] XIAO Q F, XU Y M, LIU X L, et al. Oxidation-induced recrystallization and damage mechanism of a Ni-based single-crystal superalloy during creep [J]. Materials Characterization, 2023, 195: 112465.
- [58] LEÓN-CÁZARES F D, SCHLÜTTER R, MONNI F, et al. Nucleation of superlattice intrinsic stacking faults via cross-slip in nickel-based superalloys[J]. Acta Materialia, 2022, 241: 118372.
- [59] ZHANG J X, WANG J C, HARADA H, et al. The effect of lattice misfit on the dislocation motion in superalloys during high-temperature low-stress creep [J]. Acta Materialia, 2005, 53(17): 4623–4633.
- [60] YU H, XU W, VAN DER ZWAAG S. Microstructure and dislocation structure evolution during creep life of Ni-based single crystal superalloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 45: 207–214.
- [61] AGARAM S, KANJARLA A K, BHUVARAGHAN B, et al. Dislocation density based crystal plasticity model incorporating the effect of precipitates in IN718 under monotonic and cyclic deformation [J]. International Journal of Plasticity, 2021, 141: 102990.
- [62] CHAUDHARY S, GURUPRASAD P J, PATRA A. Crystal plasticity constitutive modeling of tensile, creep and cyclic deformation in single crystal Ni-based superalloys [J]. Mechanics of Materials, 2022, 174: 104474.
- [63] ALI M A, LÓPEZ-GALILEA I, GAO S, et al. Effect of γ' precipitate size on hardness and creep properties of Ni-base single crystal superalloys: experiment and simulation [J]. Materialia, 2020, 12: 100692.
- [64] YANG M, ZHANG J, GUI W M, et al. Coupling phase field with creep damage to study γ' evolution and creep deformation of single crystal superalloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 71: 129–137.

- [65] MA A, DYE D, REED R C. A model for the creep deformation behaviour of single-crystal superalloy CMSX-4[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(8): 1657–1670.
- [66] HARIKRISHNAN R, LE GRAVEREND J B. A creep-damage phase-field model: predicting topological inversion in Ni-based single crystal superalloys[J]. *Materials & Design*, 2018, 160: 405–416.
- [67] HAN H Y, LI W D, ANTONOV S, et al. Mapping the creep life of nickel-based SX superalloys in a large compositional space by a two-model linkage machine learning method[J]. *Computational Materials Science*, 2022, 205: 111229.
- [68] FU C, CHEN Y D, YUAN X F, et al. A modified θ projection model for constant load creep curves: I. Introduction of the model[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(1): 223–230.
- [69] WARD L, AGRAWAL A, CHOUDHARY A, et al. A general-purpose machine learning framework for predicting properties of inorganic materials [J]. *Npj Computational Materials*, 2016, 2: 16028.
- [70] RACCUGLIA P, ELBERT K C, ADLER P D F, et al. Machine-learning-assisted materials discovery using failed experiments[J]. *Nature*, 2016, 533(7601): 73–76.
- [71] WANG R Q, JIANG K H, JING F L, et al. Dominant damage factors determining for single crystal nickel superalloys under cyclic loading based on principal component analysis[C]// *Proceedings of ASME Turbo Expo 2015: Turbine Technical Conference and Exposition*, 2015.
- [72] LIU L, MENG J, LIU J L, et al. Effects of crystal orientations on the cyclic deformation behavior in the low cycle fatigue of a single crystal nickel-base superalloy[J]. *Materials & Design*, 2017, 131: 441–449.
- [73] BENOIT A, MAITOURNAM M H, REMY L, et al. Cyclic behaviour of structures under thermomechanical loadings: application to exhaust manifolds[J]. *International Journal of Fatigue*, 2012, 38: 65–74.
- [74] SEGERSALL M, LEIDERMARK D, MOVERARE J J. Influence of crystal orientation on the thermomechanical fatigue behaviour in a single-crystal superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 623: 68–77.
- [75] GE Z C, XIE G, SEGERSÅLL M, et al. Influence of Ru on the thermomechanical fatigue deformation behavior of a single crystal superalloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 156: 106634.
- [76] NEU R W. Crack paths in single-crystal Ni-base superalloys under isothermal and thermomechanical fatigue [J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 123: 268–278.
- [77] HALFORD G R, MCGAW M A, BILL R C, et al. Bithermal fatigue: a link between isothermal and thermomechanical fatigue [J]. *ASTM Special Technical Publication*, 1988(942): 625–637.
- [78] HALFORD G R. *Low-cycle thermal fatigue* [R]. USA: NASA Technical Memorandum 87225, 1986.
- [79] BERTI G A, MONTI M. Improvement of life prediction in AISI H11 tool steel by integration of thermo-mechanical fatigue and creep damage models[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2009, 32(3): 270–283.
- [80] AMARO R L, ANTOLOVICH S D, NEU R W, et al. On thermo-mechanical fatigue in single crystal Ni-base superalloys[J]. *Procedia Engineering*, 2010, 2(1): 815–824.