

镍基铸造高温合金低周疲劳研究进展：影响因素、变形机理及寿命预测

张 迈^{1,2}, 张 辉³, 赵云松², 刘培元³, 郭媛媛², 王海文²,
崔丽丽², 杨 功², 姚志浩¹

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

(3. 中国人民解放军陆军装备部航空军事代表局驻北京地区航空军事代表室, 北京 100095)

摘 要: 镍基铸造高温合金具有优异的高温性能, 广泛应用于航空发动机涡轮叶片等热端部件之中。航空发动机涡轮叶片是发动机中工作环境最为恶劣、结构最为复杂的零件之一, 在发动机运行过程中所产生的高温交变应力的作用下, 合金承受着严重的应力、应变循环损伤, 裂纹往往在合金中的薄弱区域形成并扩展, 使合金以低周疲劳的模式失效, 严重影响了合金的服役寿命, 因此对合金低周疲劳性能的研究尤为重要。本文详细阐述了影响镍基铸造高温合金低周疲劳性能的表面缺陷、内部组织及缺陷、晶体取向和低周疲劳试验条件等四方面因素, 从位错运动方式和形态变化特点出发, 研究了不同温度下镍基铸造合金的变形机制, 最后总结了合金低周疲劳寿命预测的应力应变准则、能量准则、损伤累积准则及临界面和临界距离准则。

关键词: 镍基铸造高温合金; 低周疲劳; 疲劳性能; 疲劳变形; 疲劳寿命

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)11-4174-11

高温合金由于具备优异的高温综合性能, 成为航空发动机中不可替代的关键材料, 它的发展成为影响国民经济发展和国防建设的重要因素。航空发动机涡轮叶片通常在高温、高应力等复杂条件下长期服役, 在发动机运行的过程中, 叶片所处的环境不断变化, 尤其是在飞机起飞-巡航-降落的过程中, 离心负荷和热负荷发生周期性变化, 在高温交变应力的反复作用下, 材料承受着严重的应力、应变循环损伤, 这些应力或应变集中区通常会超过材料的屈服极限而产生局部微区塑性变形, 导致裂纹在合金中的薄弱区域形成并进一步扩展, 使零部件以低周疲劳的形式失效。材料发生疲劳破坏时, 通常表现为没有明显塑性变形的突然断裂, 往往会造成重大事故。2010 年, 澳洲航空一架波音 747-438 型客机二级低压涡轮叶片发生疲劳断裂, 导致引擎外壳破裂并掉落碎片。2018 年, 远东航空一架麦道 82 型客机四级低压涡轮叶片发生疲劳断裂并击穿发动机外罩, 造成发动机非包容性失效。因此, 研究高温合金的低周疲劳性能对航空发动机的安全设计具有重要的工程意义^[1-3]。

近年来, 国内外工作者对高温合金的低周疲劳行为

展开了大量研究, 镍基铸造高温合金采用熔模精密铸造方法成形, 在铸造过程中不可避免的会引入各类缺陷, 如表面再结晶^[4]、小角度晶界^[5]和孔洞^[6]等。同时合金自身组织和晶体取向等也对低周疲劳性能有所影响, 而合金在疲劳变形过程中的变形行为与位错的运动方式和形态变化特点息息相关, 且基于一定准则可预测合金的疲劳寿命。本文对近年来对镍基铸造高温合金低周疲劳性能影响因素及疲劳变形机理的研究进行了介绍, 同时对合金低周疲劳寿命预测的各类方法进行了总结。

1 镍基铸造高温合金低周疲劳性能影响因素

影响镍基铸造高温合金低周疲劳性能的因素有很多, 由表面再结晶、涂层、热腐蚀等造成的表面缺陷, 显微孔洞、残余共晶、碳化物、晶界等内部缺陷和组织, 晶体取向以及低周疲劳试验条件等对合金低周疲劳性能均有影响, 对于定向凝固和单晶合金, 由于其特殊的组织结构, 导致其性能具有明显的各向异性, 因此取向也

收稿日期: 2021-04-09

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (51771017); 国家自然科学基金青年科学基金 (52001297)

作者简介: 张 迈, 男, 1997 年生, 硕士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: s20190408@xs.ustb.edu.cn

会影响合金的疲劳性能。这些因素会影响镍基高温合金零部件的应力分布、塑性变形情况、位错运动及裂纹萌生和扩展行为等, 进而影响合金的低周疲劳性能。以下对影响合金疲劳性能的各个因素进行分析。

1.1 合金表面缺陷对低周疲劳性能的影响

1.1.1 表面再结晶

随着高温合金的不断发展, 镍基铸造高温合金由铸造等轴晶合金逐步发展为定向凝固合金和单晶合金, 其中, 定向凝固合金消除了横向晶界, 而单晶合金消除了全部晶界, 充分提高了其高温性能, 同时合金中晶界强化元素(如 C、B)等的浓度也有所降低, 但正因如此, 一般情况来说, 合金发生表面再结晶后会对镍基铸造高温合金, 尤其是定向凝固和单晶合金的疲劳性能造成不利影响。再结晶与基体界面处的变形不相容会引起应力集中, 有利于裂纹形核。张卫方等^[4]发现, DZ4 合金经扭转预变形和高温热处理后, 其塑性变形区产生了再结晶, 裂纹沿再结晶晶界扩展形成沿晶特征区, 随着扭转变形程度增大, 再结晶深度也逐渐增大, 疲劳寿命下降 60%~90%。而 Ma 等^[7]通过喷丸的方法在单晶合金表面制备出再结晶层, 发现再结晶层处萌生了早期裂纹, 再结晶层的裂纹扩展速率远高于未再结晶合金, 导致疲劳寿命降低约 80%。但是, 也有研究指出离散再结晶晶粒对疲劳性能的危害最大, 而致密的再结晶层能提升试样的抗裂性^[8]。Yang 等^[9]发现热腐蚀会导致 DZ125 合金表面发生再结晶, 裂纹优先在再结晶晶界处萌生, 导致疲劳寿命降低, 如图 1 所示。

1.1.2 涂层引起的缺陷

为了提高涡轮叶片的使用寿命和可靠性, 涡轮叶片上涂覆了能提高抗氧化性和耐腐蚀性的防护涂层, 如铝化物涂层、包覆型涂层及热障涂层等。而随着工作环境

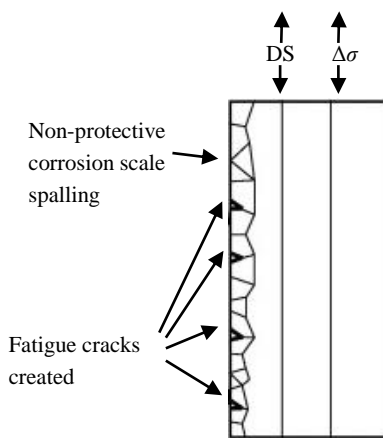


图 1 合金涂盐后疲劳失效示意图

Fig.1 Schematic illustration of the failure mechanism of salt-coated alloy^[9]

条件变得越来越恶劣, 涂层对叶片疲劳性能的负面影响开始被广泛关注。对 K403^[10]、Rene® 80^[11]合金的研究发现, 铝化物涂层有较为明显的脆性, 不同元素在渗铝区、扩散区和基体之间的相互迁移会导致微裂纹和微孔等缺陷的产生, 疲劳裂纹在涂层萌生并扩展到基体, 降低了叶片的疲劳寿命。Han 等^[10]对渗铝后的合金进一步进行强化处理, 发现强化处理后的合金表面完整性较好, 如图 2 所示, 存在残余压应力, 裂纹萌生和扩展阻力显著增加, 疲劳寿命是强化前的 1.8 倍。进一步研究发现, 铝化物涂层的表面性质决定着其对合金低周疲劳寿命的影响, 涂层表面为脆性大的 Ni₂Al₃ 时, 疲劳寿命比未涂层合金低, 而表面为 NiAl 及 Ni₃Al 时, 其与合金结合性较好, 疲劳寿命比未涂层合金高^[12]。也有研究表明, 对 MCrAlY 包覆型涂层来说, 其对低周疲劳性能的影响取决于施加的最大应力及温度, 850 °C 时, 在低应力下(< 680 MPa), 涂层中裂纹的扩展受到涂层/基体界面的阻碍(图 3), 导致其疲劳寿命高于未涂层试样。然而, 随着应力和温度的升高, 涂层对合金的保护作用消失^[13]。在金属层上沉积陶瓷层可制备出热障涂层, Obrlik 等^[14]观察到疲劳变形早期, 涂覆热障涂层的 Inconel 713LC 合金中初始裂纹的密度远高于未涂层合金, 涂层中的热生长氧化物、陶瓷层/粘结层界面及粘结层/基体界面是裂纹易于萌生的位置, 这些裂纹的快速萌生和扩展导致合金疲劳寿命有所降低。但是, 也有研究表明, Inconel 713LC^[15]和 MAR-M247 合金^[16]热障涂层中, 长而多的裂纹可以使合金的塑性变形更加均匀, 因此疲劳寿命有所增加, 如图 4 所示。

总体上看, 再结晶对合金的低周疲劳性能有一定的不利影响, 因此, 镍基铸造高温合金零部件在浇铸及加工处理的过程中, 要避免引入再结晶缺陷。此外, 对于涂覆涂层对合金疲劳性能的影响, 还需要进一步研究, 以阐明相关机理。

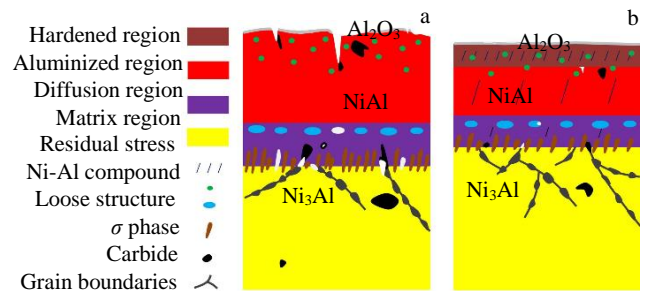


图 2 渗铝和强化处理后叶片的损伤演化机理

Fig.2 Damage evolution mechanism of aluminized (a) and strengthened (b) blades^[10]

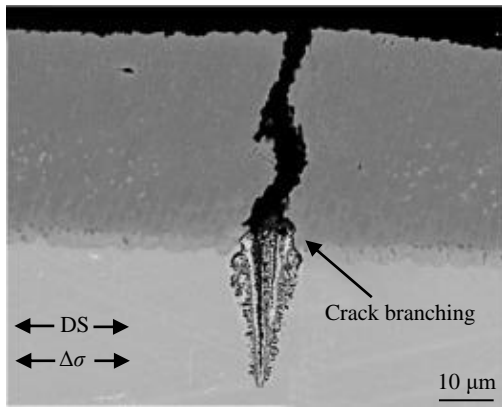


图 3 低应力幅下涂层低周疲劳试样的纵截面特征

Fig.3 Features of longitudinal section of the coated LCF specimen with low stress amplitude ($\sigma=680$ MPa)^[13]

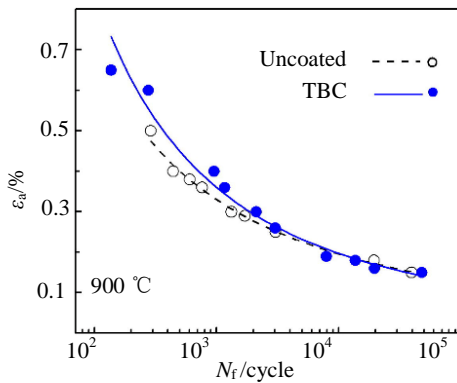


图 4 Inconel 713LC 合金的疲劳寿命曲线

Fig.4 Fatigue life curves of superalloy Inconel 713LC^[15]

1.2 合金内部缺陷及显微组织对低周疲劳性能的影响

高温合金中疲劳裂纹往往在内部晶界、碳化物、显微孔洞和残余共晶等宏观及微观应力集中处萌生，这些裂纹的形核通常都是局部应力集中导致微区塑性变形的结果。

1.2.1 晶界

在 K465 合金中，研究人员发现疲劳裂纹主要由位于晶界的缺陷处形核，并倾向于沿晶界扩展（图 5），这可能是因为晶内缺陷比晶界缺陷具有更高的断裂韧性^[17]。Fan 等^[18]研究了定向凝固合金低周疲劳过程中晶界的粗化现象，发现粗化削弱了晶界强度，造成了合金断裂机制的改变，如图 6 所示，对于原始合金，裂纹主要由表面缺陷引起，但随着粗化现象的加剧，裂纹开始从退化的晶界处萌生。单晶高温合金中，相邻枝晶间取向偏离在 2°~15°之间的被认为是小角度晶界，在不稳定温度场和溶质场等因素的作用下，高温合金定向凝固过程中不可避免的会出现小角度晶界，如图 7 所示^[19]，服役过程

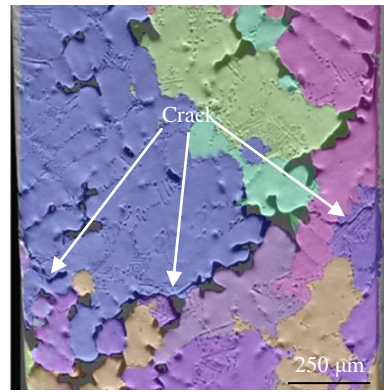


图 5 K456 合金纵切面的 EBSD 图像

Fig.5 EBSD image of the longitudinal section view of K456 superalloy^[17]

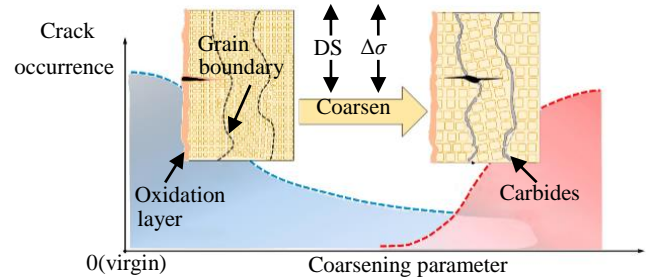


图 6 粗化对疲劳过程中裂纹萌生行为转变作用示意图

Fig.6 Schematic representation of the role of coarsening on the transformation of crack initiation behaviour during fatigue process^[18]

中小角度晶界作为合金的薄弱环节，对合金的疲劳性能有不利影响，一般来说，随着晶界角度的增加，合金的性能会逐渐恶化，如 Tamaki 等^[5]发现 YH61 合金晶界大于 10°时，合金的疲劳性能开始下降，当角度超过 12°后，性能恶化的程度更为显著。

1.2.2 碳化物和残余共晶

由于碳化物强度高、塑性低，疲劳变形过程产生的位错往往在碳化物和基体的界面发生塞积，造成碳化物开裂或脱粘，如在 CM247LC[®]合金中观察到碳化物的开裂导致疲劳寿命降低^[20]。Mehta 等^[21]发现在较高的固溶冷却速率下，试样晶界附近存在 γ' 贫化区和粗大的初生碳化物，导致早期微裂纹和滑移分布不均匀，进而对疲劳性能造成了不利影响，如图 8 所示。然而 Ma^[22]等却发现裂纹前缘碳化物等局部组织的不均匀性会明显改变裂纹扩展路径，从而降低裂纹的扩展速率，反而对疲劳性能有利，如图 9 所示。残余共晶也是极易萌生裂纹的位置^[23]，Fan 等^[24]观察到疲劳裂纹沿残余共晶和碳化物萌生并扩展。也有研究认为，在较高的疲劳温度下共晶

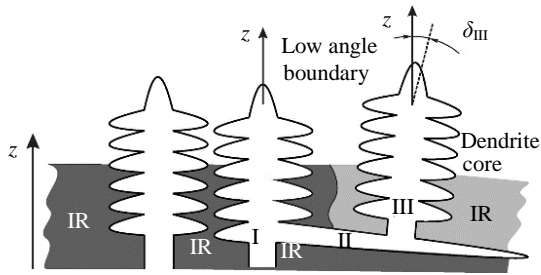


图 7 小角度晶界的形成及位置

Fig.7 Scheme of formation and location of low angle grain boundary^[19]

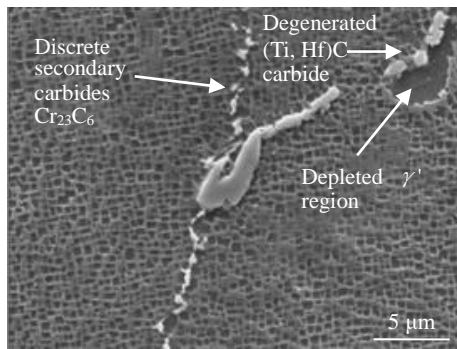


图 8 晶界附近的 γ' 贫化区和初生碳化物

Fig.8 γ' -depleted zone and discrete primary carbides along the matrix grain boundary^[21]

附近的高密度位错促进了动态再结晶的发生, 如图 10 所示, 裂纹可能沿再结晶晶界萌生和扩展^[25]。

1.2.3 显微孔洞

研究指出^[26], CMSX-4 Plus 合金低周疲劳变形过程中裂纹主要在铸造孔洞处萌生。使用液态金属冷却法等制备得到的高温合金的孔洞尺寸较小, 其低周疲劳寿命远高于坍塌下降法和高速凝固法所制备的合金^[27,28]。疲劳性能研究中, 高能同步辐射光源可穿透大块金属材料进行疲劳损伤演变可视化研究, 先进的原位疲劳试验机与同步辐射 X 射线成像 (synchrotron radiation computed tomography, SRCT) 使得研究人员能够深入到大块材料内部实时探测材料的疲劳损伤行为^[29]。Liu 等^[6]通过 SRCT 研究了一种等轴晶高温合金低周疲劳裂纹的萌生和扩展, 结果表明, 孔洞是疲劳裂纹形成的主导因素, 孔隙率、孔洞直径、间距、孔洞到表面的距离等参数对疲劳寿命有一定的影响。Jiang 等^[30]基于 SRCT 研究了 MD2 合金孔洞的尺寸、形貌和分布, 如图 11 所示, 孔洞集中分布在枝晶间区域, 存在明显的应力集中, 这些具有复杂三维特征的孔洞是疲劳裂纹萌生的主要部位。

1.3 晶体取向对低周疲劳性能的影响

对于铸造等轴晶高温合金, 其内部组织均匀, 具有各向同性, 因此晶体取向对其性能没有明显影响, 而对于定向凝固高温合金和单晶高温合金, 由于其特殊的晶界结构, 导致不同取向合金的位错运动方式、塑性变形程度有所不同, 因此低周疲劳性能的各向异性较为明显^[23,31-33]。Shi 等^[34]研究了加载方向与定向凝固方向平行 (L 取向) 或垂直 (T 取向) 的 DZ125 合金的疲劳裂纹扩展行为, 发现室温下取向的影响比高温下更为明显。在

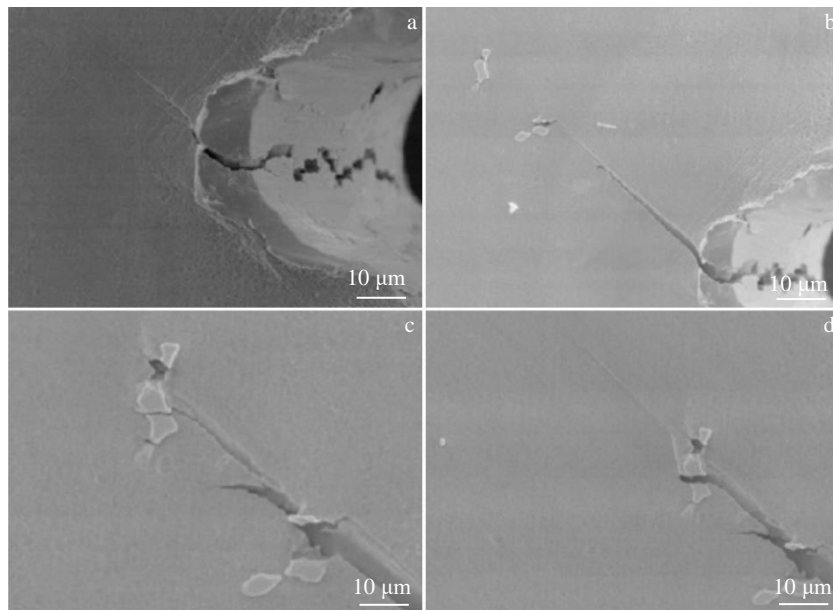


图 9 [010]取向试样的疲劳裂纹扩展行为

Fig.9 Fatigue crack growth behavior for [010] oriented specimen^[22]: (a) 24 973 cycle, 30.75 μm ; (b) 25 980 cycle, 68.17 μm ; (c) 26 374 cycle, 104.38 μm ; (d) 26 421 cycle, 133.71 μm

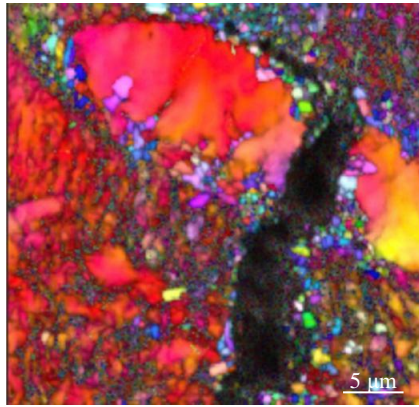


图 10 共晶界面上随机取向的小晶粒

Fig.10 Small randomly oriented grains at the eutectic boundary^[25]

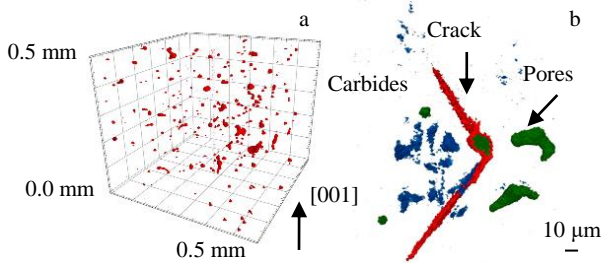


图 11 MD2 合金中孔洞的同步辐射 CT 表征

Fig.11 Synchrotron radiation computed tomography characterisation of pores in MD2 alloy^[30]: (a) pore distribution in 3D and (b) crack morphology

室温下, L 取向的裂纹扩展速率明显高于 T 取向, 而在高温下, L 取向的裂纹扩展速率仅仅略高于 T 取向, 甚至在某些裂纹初始扩展的区域, L 取向的裂纹扩展速率甚至低于 T 取向, 如图 12 所示。通常单晶合金[001]、[011]及[111]方向合金低周疲劳寿命依次降低^[22,23,35,36], Dong 等发现[001]、[011]取向间寿命的差异远大于[011]、[111]取向间的差异^[35]。Fan 等^[37]研究了取向偏离程度对 DD10 低周疲劳性能的影响, 结果表明疲劳寿命随取向偏离度的增加而明显降低, 不同取向偏离度合金低周疲劳寿命的差异源于其每循环周次的可累计塑性变形的差异。

1.4 试验条件对低周疲劳性能的影响

低周疲劳试验条件, 如应力、应变水平, 应变速率、温度等均会对合金的疲劳性能造成影响。通常来说, 随着应力、应变幅的增大, 合金的低周疲劳寿命将有所降低^[38-40], 随着应变幅值增大, DD11 合金循环软化程度逐渐减小, 对疲劳性能造成不利影响^[38]。张小强等^[41]研究发现, 一种单晶合金的疲劳寿命随应变速率的增加而增加, 这与高应变速率下塑性变形程度低有关。还有学者研究了应变比对合金低周疲劳性能的影响, 如 DZ445 合金在应变比 $R=0$ 时的低周疲劳寿命约是 $R=-\infty$ 时的一半, 这与拉应力造成的损伤较大有关^[42]。而 CM247 DS LC 合金在 $R=0$ 的条件下进行疲劳试验时, 由于持续平均拉应力的存在, 其寿命与 $R=-1$ 时的寿命相比有所降低, 且应变幅值越低, 寿命降低越明显^[43]。温度方面, Hou 等^[44]通过对薄壁圆筒试样内部通入冷却空气, 以实现疲劳测试时试样内外具有不同的温度, 研

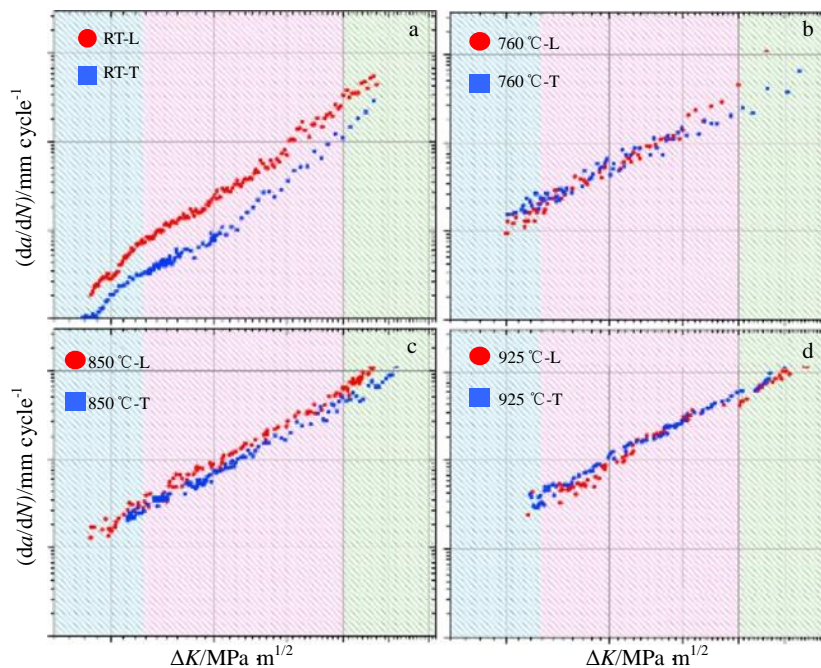


图 12 L 和 T 取向合金不同温度的疲劳裂纹扩展速率

Fig.12 Fatigue crack growth rate curves for L and T oriented alloys at room temperature (a), 760 °C (b), 850 °C (c), and 925 °C (d)^[34]

究了温度梯度对单晶合金低周疲劳性能的影响, 发现合金高温区的棘轮效应比低温区的棘轮效应更为显著, 从而导致了高温区和低温区损伤演化的差异, 且性能在高温下迅速下降。但对 DZ951 合金的研究发现, 合金疲劳寿命并不随温度的升高而单调下降, 而是与总应变范围密切相关, 如图 13 所示^[45]。

尽管高温合金的研究已经取得了一定进展, 但镍基铸造高温合金零部件制备和服役过程中依然存在着很多问题, 高温合金铸造过程中, 受合金成分、凝固参数的影响, 合金中易形成雀斑、杂晶、取向偏离、小角度晶界、残余共晶、疏松、有害析出相等铸造缺陷, 随着高温合金零部件尺寸、形状等复杂程度的增加, 这些缺陷对合金疲劳性能的影响变得越来越显著。而在服役过程中, 合金中的残余应力可能诱发表面再结晶, 同时合金也极易受到氧化和热腐蚀的作用, 而防护涂层在避免氧化和热腐蚀影响的同时也可能对合金性能产生一定的影响。这些问题极大的阻碍了高温合金的发展和应用。因此, 为了改善镍基铸造高温合金的低周疲劳性能, 还需要继续开展铸造缺陷的产生机理及控制措施的研究工作, 深入研究制备过程各环节中减少再结晶产生的方法, 此外, 还应进一步探究涂层影响合金疲劳性能的作用机理。

2 镍基铸造高温合金低周疲劳变形机理

低周疲劳变形的机理与疲劳变形过程中位错等显微结构的运动方式和形态变化特点密切相关, 疲劳变形常以滑移和攀移的方式进行, 其中, 根据位错在滑移面上所受约束的程度可将滑移分为平面滑移和波状滑移^[46,47]。位错的运动方式主要受温度、层错能和应变幅等因素影响, 因此这些因素在很大程度上决定了低周疲劳的变形机理。

2.1 室温下合金低周疲劳变形机制

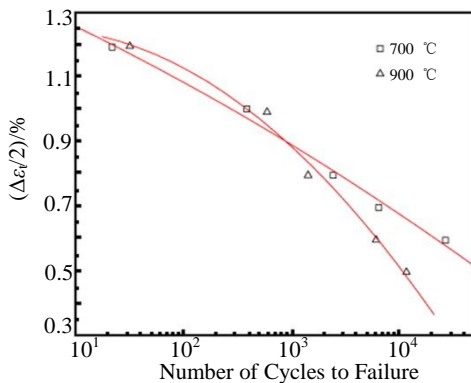


图 13 DZ951 合金不同温度下应变幅与循环次数的关系

Fig.13 Total strain range vs number of cycles to failure of DZ951 alloy at different temperatures^[45]

扩展位错要发生交滑移, 首先需要在外力作用下局部束集为一小段全位错, 当全位错交滑移到另一滑移面后再重新分解为扩展位错, 这是一个热激活过程, 因此当合金层错能较低或处于较低温度环境下时, 扩展位错宽度较大且难以束集, 位错倾向于以平面滑移的形式运动, 而平面滑移的典型位错形态有层错及滑移带等。在铸造等轴晶高温合金^[48]、定向凝固高温合金^[49]及单晶高温合金^[50,51]的室温低周疲劳性能的研究中, 研究人员均发现合金中存在一定密度的滑移带 (SBs), 且观察到 γ' 相中存在一定数量的层错, 通常认为这种层错是基体中的 $a/2\langle 101 \rangle$ 位错在运动到 γ/γ' 界面时分解为 $a/3\langle 211 \rangle$ 和 $a/6\langle 121 \rangle$ 扩展位错而形成的。这说明室温下位错被限制在一定方向的滑移系中, 同时由于此温度下位错切入 γ' 相所需要的临界分切应力往往较低, 因此位错难以被 γ' 相阻碍, 可以以平面滑移的形式剪切 γ' 相运动 (图 14)。

2.2 中、高温下合金低周疲劳变形机制

随着温度的升高与合金层错能的增加, 位错不易分解为层错, 扩展位错的宽度减小, 交滑移更容易发生, 因此位错在高温热激活的作用下可以离开原来的滑移面, 以平面滑移、波状滑移和攀移等形式相结合的方式运动, 同时由于位错剪切 γ' 相的临界分切应力逐渐增大, 位错在运动过程中也更易被 γ' 相阻碍, 与其他位错发生交互作用, 形成位错缠结和位错网络等结构。如在 M951G 合金^[3]700 °C 下的低周疲劳变形过程中发现位错发生交互作用并形成位错缠结、Lomer-Cottrell 锁和界面

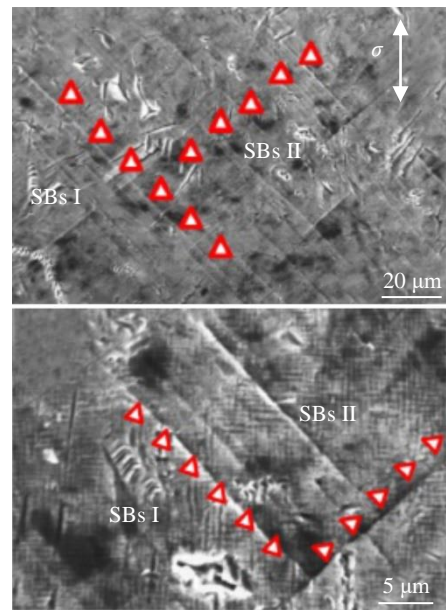


图 14 合金室温低周疲劳变形的滑移带

Fig.14 Slip band of the experimental alloy after low cycle failure at room temperature^[51]

位错网络等，其中界面位错网络的形成示意图如图 15 所示，这些位错网的形成也在一定程度上阻碍了位错剪切 γ' 相。崔路卿等^[52,53]则观察到 900~1000 °C 低周疲劳过程中，M951G 合金中位错在基体通道中发生交滑移，以 Orowan 机制绕过 γ' 相并形成位错环，随着应变幅增大，外加应力超过剪切 γ' 相的临界分切应力，可观察到反相畴界和层错剪切 γ' 相，如图 16 所示。上述位错间的交互作用以及剪切或绕过 γ' 相的位错运动形式也在 DZ951^[54]、DZ445^[42]、CM247 DS LC^[43]、DD11^[38]、SRR99^[55] 及 MD2^[56] 等各类镍基铸造高温合金中被观察到。此外，在合金中高温低周疲劳变形过程中还经常观察到一种锯齿状位错（图 17a），这类位错是螺位错在不同 {111} 面的 [001] 方向上交滑移运动时产生的（图 17b）^[31,42,50]。同时，在多种合金中均观察到了碳化物对位错的钉扎作用^[20,52-55,57]。

对于单晶高温合金而言，Re 和 Ru 等元素的加入促进了单晶高温合金承温能力的提升，也降低了合金的层

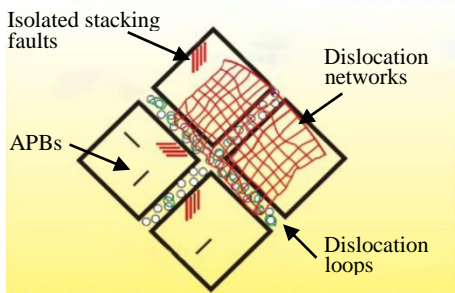


图 15 界面位错网的形成过程示意图

Fig.15 Schematic representation of dislocation reactions leading to the formation of mismatch accommodating nets^[3]

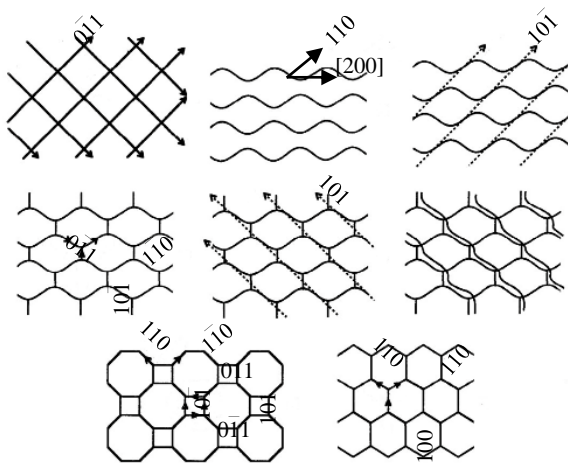


图 16 M951G 合金 900 °C 低周疲劳变形机理示意图

Fig.16 Schematic illustrations of the low cycle fatigue deformation mechanism for M951G alloy at 900 °C^[52]

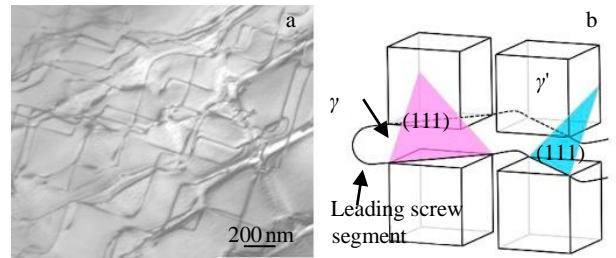


图 17 760 °C 时的锯齿状位错及其示意图

Fig.17 Zigzag dislocations (a) and schematic illustration of zigzag dislocations (b) at 760 °C^[31]

错能，对合金疲劳变形机理产生了一定的影响。在 Re 质量分数为 0%、1.5% 和 3% 合金的对比研究中，研究人员发现随着 Re 含量的增加，合金中温（760 °C）变形时层错剪切 γ' 相的情况更加明显，同时，Re 还增大了合金 γ 和 γ' 相的错配度，促进交滑移和攀移的发生，如图 18 所示^[58]。而对含 3%Ru 的第 4 代单晶高温合金的研究则指出，由于合金层错能较低，900 °C 下，位错会分解为 Lomer-Cottrell 锁，且随着应变幅的增加，基体中出现的层错数量显著增加，这些扩展位错和层错会剪切 γ' 相，同时也阻碍了位错的进一步运动^[59]。

综上所述，温度较低时，位错主要以平面滑移的形式剪切 γ' 相运动。随着温度升高、层错能增加，位错可以离开当前滑移面，以交滑移或攀移的形式运动，同时容易与其他位错、 γ' 相等发生交互作用，位错的进一步运动也会受到位错网及碳化物等的阻碍。因此，不同温度、层错能下，位错的运动和变化决定了合金低周疲劳变形的机理。

3 镍基铸造高温合金低周疲劳寿命预测方法

材料的疲劳寿命是指在循环加载过程中，其发生疲劳破坏所需要的循环次数。随着航空发动机的不断发展，其技术性能指标有了更高的要求，已经从追求高性能进入到综合考虑飞行性能、使用寿命、可靠性和全寿命周期费用的新时代。因此，准确地预测高温合金零部件服役条件下的疲劳寿命，进而合理制定其维护和使用周期，已成为国内外学者研究的重点^[60]。

3.1 单轴疲劳失效预测方法

对于零件在单向循环载荷作用下失效的单轴疲劳，整体上将可将疲劳破坏失效准则分为应力应变准则、能量准则和损伤累积准则等。

应力应变准则建立起应力、应变范围与疲劳寿命之间的关系，其中，Manson-Coffin 方程式(1):

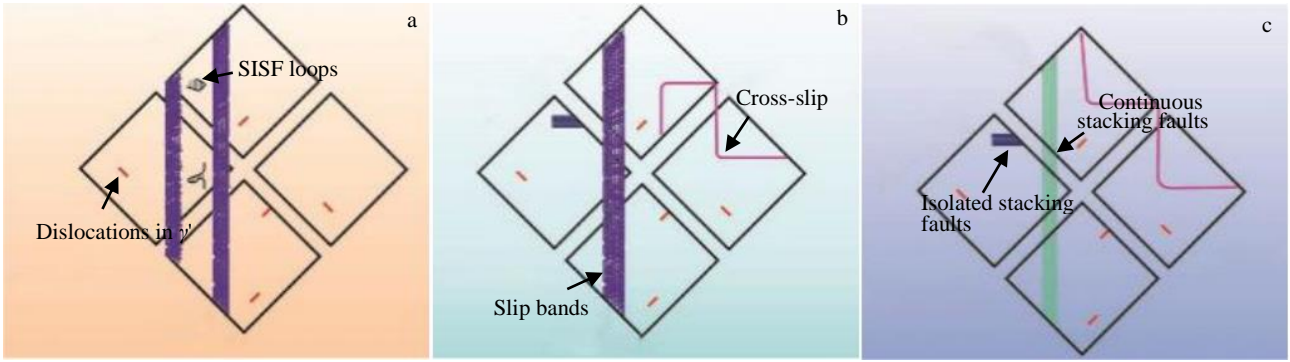


图 18 0Re、1.5Re 和 3Re 合金 760 °C 低周疲劳变形机制示意图

Fig.18 Schematic illustrations of deformation mechanisms of 0Re (a), 1.5Re (b) and 3Re (c) alloys after low cycle fatigue at 760 °C^[58]

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (1)$$

式中 ϵ_a 为应变幅值, σ_f' 为疲劳强度系数, b 为疲劳强度指数, ϵ_f' 为疲劳延性系数, c 为疲劳延性指数^[61]。式 (1) 是低周疲劳寿命计算的基础模型之一, 实现了低周疲劳寿命研究从定性研究发展到定量研究的突破。但该方程在应用过程中, 常常会发生计算出的塑性应变值非常小甚至是负值的情况。因此张国栋等^[62]提出了一种基于应力疲劳和 Manson-Coffin 方程的预测方法, 对 K403 合金疲劳寿命进行了预测。在 Manson-Coffin 方程基础上考虑平均应变影响而得到的 SWT 模型经修正后可以很好地预测不同温度下 DZ406 合金的低周疲劳寿命^[63]。如前所述, 单晶高温合金的取向对疲劳寿命有很大影响, 将不同取向上的应变进行等效, 可得到考虑平均应力和晶体取向的修正模型, 以预测单晶合金各取向的疲劳寿命^[35]。

能量准则认为合金在每一次循环中吸收外界能量, 从而在内部造成了不可逆的破坏, 因此可建立合金能量与疲劳寿命的关系。Ostergren 认为低周疲劳寿命是由试样吸收的拉伸迟滞能或应变能来控制的, 提出了滞后能模型, 滞后能与疲劳寿命的关系如式(2)所示^[64]:

$$\Delta W_t \cdot N_f^a = C \quad (2)$$

其中 ΔW_t 为滞后能, a 、 C 为待定参数。该方法中滞后能的计算方式一直是争论的焦点。Ostergren 选择使用迟滞回线中拉应力部分的面积来计算滞后, Fan^[65]则用整个面积来计算滞后, 而 Ding 等^[42]研究发现, 拉应力对 DZ445 合金疲劳损伤的贡献几乎是压应力的 2 倍, 因此提出一种根据三分之二拉应力及三分之一压应力之和来计算滞后的修正模型。Kim 等^[66]则发现, 用塑性应变能密度所预测的 GTD-111 合金疲劳寿命比使用总应变能密度预测的疲劳寿命更加准确。此外, 在滞后能模型的基础上, 研究人员结合三参数幂函数公式^[67]、 γ' 相体积

分数、宽度和基体通道宽度、氧化等因素, 建立了多个预测模型^[68,69]。

损伤累积准则研究疲劳损伤随着循环次数的增加而变化累积的规律和失效判据, 考虑了材料在循环变形过程中所受损伤与疲劳寿命之间的关系。NASA 的 HOST 计划建立了考虑应力范围 $\Delta\sigma$ 、非弹性应变范围 $\Delta\epsilon_{in}$ 和最大应力 σ_{max} 的循环累积损伤模型 (CDA), 见式(3):

$$N_f = A \Delta\sigma^{n_1} \Delta\epsilon_{in}^{n_2} \times 10^{n_3 \sigma_{max}} \quad (3)$$

式中 A 、 n_1 、 n_2 、 n_3 是与温度相关的材料参数^[70]。在 CDA 的基础上, 研究人员使用晶向函数修正总应变范围以考虑各向异性对寿命的影响, 发展了预测不同取向高温合金低周疲劳寿命的方法, 使用定向凝固合金 DZ125 及单晶合金 DD3、DD6 进行了验证, 吻合程度较好^[36,71,72]。

3.2 多轴疲劳失效预测方法

涡轮叶片在实际服役过程中通常受多轴应力影响, 传统方法预测多轴疲劳时结果偏于保守, 很大程度上是因为缺乏对梯度效应影响的考虑^[60]。除上述应力应变准则和能量准则等经改进后可用于多轴疲劳寿命预测外, 临界面准则和临界距离准则也可用于预测多轴疲劳寿命, 这些预测方法考虑了裂纹萌生和扩展的程度及方向, 更接近于实际的工程应用, 因此广泛应用于多轴疲劳失效研究之中。

图 19 为多轴应力状态下的临界面示意图。基于临界面准则进行多轴疲劳评估时, 需首先得到零部件危险点处的受力状态, 再找到合理的力学参数来寻找产生最大疲劳损伤平面的临界面并确定疲劳损伤参量, 并将损伤参量与疲劳寿命联系起来。而临界距离准则 (theory of critical distance method, TCD) 将寿命预测的经验方法同线弹性断裂力学方法联系起来, 通过引入材料特征长度来表征缺口效应的影响, 最初用于高周疲劳寿命预测, 经改进后可用于低周疲劳寿命预测^[73]。穆丽娟^[74]以切应变、正应变及正应力范围为损伤参量, 采用临界面准则

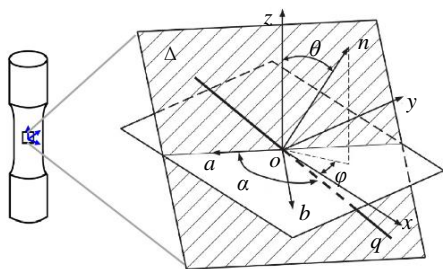


图 19 多轴应力状态下的临界面示意图

Fig.19 Schematic diagram of critical plane under multiaxial stress^[60]

建立了一种单晶涡轮叶片的低周疲劳寿命预测模型。Jia 等^[75]将临界距离与临界面准则相结合,把临界距离点作为“危险点”,直接搜寻该处滑移面以建立相应的损伤参量,以此来预测一种定向凝固高温合金的低周疲劳寿命。Bourbita 等^[76]则将能量准则和 TCD 模型相结合,采用基于粘塑性应变能密度和膨胀能密度的 TCD 模型,对单晶高温合金 AM1 的低周疲劳寿命进行了预测。

受到加载路径、不同材料自身性能的影响,对于镍基高温合金疲劳寿命的预测还无法建立起一个相对统一的理论。因此,要建立合适的疲劳寿命预测模型,还需要在结合宏观变形行为的情况下,对显微组织、结构和疲劳力学行为加以研究,寻找材料显微组织及结构与疲劳性能之间更深层次的联系,才能更加精确地预测疲劳寿命。

4 结语与展望

随着服役条件的日益严苛,航空发动机热端部件的疲劳行为已经成为了一个非常值得关注的课题。在过去的几十年里,针对镍基铸造高温合金低周疲劳性能影响因素、疲劳变形机理及疲劳寿命预测等开展了广泛研究。表面再结晶、涂层、显微疏松、碳化物、晶界和取向等均会对镍基铸造高温合金的低周疲劳性能造成一定的影响。不同温度下,合金疲劳变形过程中的位错运动方式有所差异,进而影响着合金低周疲劳变形的机理。此外,根据不同的准则,研究者们建立了各类模型,以期准确预测高温合金在服役条件下的疲劳寿命。但是,目前所得到的结果和建立的理论还不能完全满足合金疲劳设计的需要。对于低周疲劳性能影响因素的研究和疲劳寿命预测模型的建立局限性较多,如何对合金低周疲劳性能各影响因素进行综合分析,建立广泛适用的疲劳寿命预测模型,并进一步应用到涡轮叶片等真实零部件的寿命预测,还需要进一步研究。未来,随着先进材料分析及表征方法的发展和应用,对疲劳裂纹萌生、扩展行为及其演变规律进行高精度、非破坏性和实时的观测和分析,必将促进低周疲劳研究工作的进展。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys: Part A*(高温合金材料科学:上册)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 456
- [2] Liu Liu(刘柳). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2016: 26
- [3] Zhou Pengjie(周鹏杰). *Thesis for Doctorate*(博士学位)[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2008: 82
- [4] Zhang Weifang(张卫方), Liu Xiao(刘肖), Liu Shengwang(刘升旺) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(9): 1602
- [5] Tamaki H, Yoshinari A, Okayama A et al. *Superalloys 2000*[C]. New Jersey: John Wiley & Sons Inc, 2000: 757
- [6] Liu Yahui, Kang Maodong, Wu Yun et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 108: 79
- [7] Ma Xianfeng, Shi Huiji, Gu Jialin et al. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2015, 38(3): 340
- [8] Ma Xianfeng, Shi Huiji. *Materials Science Forum*[J], 2012, 41(9): 2456
- [9] Yang Xiaoguang, Li Shaolin, Qi Hongyu. *International Journal of Fatigue*[J], 2015, 70: 106
- [10] Han Lei, Huang Dawei, Yan Xiaojun et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2019, 125: 491
- [11] Barjesteh M M, Zangeneh-Madar K, Abbasi S M et al. *Journal of Mining and Metallurgy Section B-Metallurgy*[J], 2019, 55(2): 235
- [12] Liu J C, Wang C, Tong L J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 835: 155 277
- [13] Yang Xiaoguang, Li Shaolin, Qi Hongyu. *International Journal of Fatigue*[J], 2015, 75: 126
- [14] Obrtlík Karel, Hutarová Simona, Čelko Ladislav et al. *Advanced Materials Research*[J], 2014, 891-892: 848
- [15] Obrtlík Karel, Čelko Ladislav, Chráska Tomáš et al. *Surface & Coatings Technology*[J], 2017, 318: 374
- [16] Šulák Ivo, Obrtlík Karel, Čelko Ladislav et al. *Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2018: 90: 14 975
- [17] Pang Keji, Yuan Huang. *International Journal of Fatigue*[J], 2020, 136: 105 575
- [18] Fan Yongsheng, Wei Qinghuang, Yang Xiaoguang et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2019, 125: 418
- [19] Bogdanowicz Włodzimierz, Albrecht Robert, Sieniawski Jan et al. *Journal of Crystal Growth*[J], 2014, 401: 418
- [20] Prasad Kartik, Sarkar Rajdeep, Gopinath K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 654: 381

- [21] Mehta Kumud Kant, Mitra R, Chawla Sanjay. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611: 280
- [22] Ma Xianfeng, Shi Huiji, Gu Jialin et al. *Procedia Engineering*[J], 2010, 2(1): 2287
- [23] Liu Liu, Meng Jie, Liu Jinlai et al. *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2019, 32: 381
- [24] Fan Yongsheng, Huang Weiqing, Yang Xiaoguang et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 757: 134
- [25] Ruttert Benjamin, Meid Carla, Mujica Roncery Lais et al. *Scripta Materialia*[J], 2018, 155: 139
- [26] Ormastroni Luciana Maria Bortoluci, Suave Lorena Mataveli, Cervellon Alice et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2019, 130: 105 247
- [27] Susanne Steuer, Villechaise P, Jonathan Cormier et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 645: 109
- [28] Fan Zhidong, Wang Dong, Liu C et al. *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2017, 30(9): 878
- [29] Zhang Siqu(张思齐). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2017: 11
- [30] Jiang R, Bull D J, Evangelou A et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 114: 22
- [31] Liu Liu, Meng Jie, Liu Jinlai et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 734: 1
- [32] Liu Liu, Meng Jie, Liu Jinlai et al. *Materials & Design*[J], 2017, 131: 441
- [33] Yang Wanpeng, Li Jiarong, Liu Shizhong et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(3): 558
- [34] Shi Yi, Yang Xiaoguang, Yang Didi et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2019, 125: 505
- [35] Dong Chengli, Yu Huichen, Li Ying et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2014, 61: 21
- [36] Shi Duoqi, Huang Jia, Yang Xiaoguang et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 49: 31
- [37] Fan Zhidong(范志东), Li Ji(李 季), Wang Dong(王 栋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 1
- [38] Guo Yuanyuan(郭媛媛), Zhao Yunsong(赵云松), Zhang Jian(张剑) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 366
- [39] Fan Zhidong(范志东), Wang Dong(王 栋), Lou Langhong(楼琅洪). *Chinese Journal of Materials Research* (材料研究学报)[J], 2014, 28(7): 535
- [40] Steuer Susanne Villechaise P, Pollock Tresa et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 645: 109
- [41] Zhang Xiaoqiang(张小强), Wang Dong(王 栋), Zhang Jian(张健) et al. *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2011, 25(3): 231
- [42] Ding Biao, Ren Weili, Peng Jianchao et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 742: 478
- [43] Rai R K, Sahu J K, Das S K et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 141: 120
- [44] Hou N X, Yu Q M, Wen Z X et al. *European Journal of Mechanics A/Solids*[J], 2010, 29: 611
- [45] Chu Zhaokuang, Yu Jinjiang, Sun Xiaofeng et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 488: 389
- [46] Feltner C E, Laird C. *Acta Metallurgica*[J], 1967, 15(10): 1621
- [47] Feltner C E, Laird C. *Acta Metallurgica*[J], 1967, 15(10): 1633
- [48] Yao Jun(姚 俊), Guo Jianting(郭建亭), Yuan Chao(袁 超) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(4): 357
- [49] He Zhiwu, Zhang Yangyang, Qiu Wenhui et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 676: 246
- [50] Li Ping, Li Qinqin, Jin Tao et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2014, 63: 137
- [51] Zhang Yaoli, Wang Xinguang, Li Jinguo et al. *Scripta Materialia*[J], 2019, 171: 122
- [52] Cui Luqing, Liu Jinlai, Peng Rulin et al. *Materials Characterization*[J], 2020, 163: 110 241
- [53] Cui Luqing(崔路卿). *Thesis for Doctorate*(博士论文) [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019: 103
- [54] Chu Zhaokuang, Yu Jinjiang, Sun Xiaofeng et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 488(1): 389
- [55] Yu Jinjiang, Sun Xiaofeng, Jin Tao et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(9): 2379
- [56] Zhang L, Zhao L G, Roy A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 744: 538
- [57] Xu Hui(许 辉). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Shenyang: Shenyang Ligong University, 2012: 60
- [58] Liu Liu, Meng Jie, Liu Jinlai et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(9): 1917
- [59] Wang Xinguang, Liu Jinlai, Liu Jide et al. *Scripta Materialia*[J], 2018, 152: 94
- [60] Liu Yunhan(柳云瀚). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Chengdu: University of Electronic Science and Technology of China, 2018: 11
- [61] Coffin L F Jr. *Transaction of the ASME*[J], 1954, 76(6): 931
- [62] Zhang Guodong(张国栋), Su Bin(苏 彬), Wang Hong(王 泓) et al. *Journal of Mechanical Strength*(机械强度)[J], 2004(S1): 263
- [63] Zhang Shichao(张仕朝), Yu Huichen(于慧臣), Li Ying(李 影) *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2014,

- 38(1): 56
- [64] Ostergren W J. *Journal of Testing & Evaluation*[J], 1976, 4(5): 327
- [65] Fan Yanan, Shi Huiji, Tokuda Kenji. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 625: 205
- [66] Kim Jae-Hoon, Yang Ho-Young, Yoo Keun-Bong. *Procedia Engineering*[J], 2011, 10: 1997
- [67] Fu Huimin(傅惠民). *Acta Aeronautical et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 1993(2): 62
- [68] Fan Yongsheng, Yang Xiaoguang, Shi Duoqi *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 131: 105 305
- [69] R ény L, Geuffrard M, Alam A *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2013, 57: 37
- [70] Malaon R S, Schoandort J F, Lin L S. NASA CR-179580[R]. Houston: NASA Report, 1984: 26
- [71] Shi Duoqi(石多奇), Yang Xiaoguang(杨晓光), Yu Huichen(于慧臣). *Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2010, 25(8): 1871
- [72] Luo Fuhuan(罗辅欢), Qin Hua(卿 华), Tian Hongyu(田洪宇) *et al. Gas Turbine Experiment and Research*(燃气涡轮试验与研究)[J], 2019, 32(6): 41
- [73] Yang Xiaoguang(杨晓光), Huang Jia(黄 佳), Wang Jingke(王井科) *et al. Acta Aeronautical et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2013, 34(7): 1596
- [74] Mu Lijuan(穆丽娟). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: Institute of Engineering Thermophysics Chinese Academy of Sciences, 2017: 75
- [75] Jia Huang, Yang Xiaoguang, Shi Duoqi *et al. Journal of Materials Science*[J], 2014, 49(22): 7625
- [76] Bourbita Faten, R ény Luc. *International Journal of Fatigue*[J], 2016, 84: 17

Recent Progress in Low Cycle Fatigue of Cast Nickel-Base Superalloy: Influencing Factors, Deformation Mechanism and Life Prediction

Zhang Mai^{1,2}, Zhang Hui³, Zhao Yunsong², Liu Peiyuan³, Guo Yuanyuan², Wang Haiwen², Cui Lili²,
Yang Gong², Yao Zhihao¹

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(3. Aviation Military Representative Office of Military Aviation Bureau of the Army Equipment Department in Beijing, Beijing 100095, China)

Abstract: Cast nickel-base superalloys are widely used in hot end components such as turbine blades of aeroengines because of their excellent high temperature performance. Aeroengine turbine blade is one of the parts with the worst working environment and the most complicated structure. The alloy bears serious stress and strain cycle damage under the action of high temperature alternating stress produced during engine operation. And cracks often initiate and further develop in these weak areas, resulting in low cycle fatigue failure of the alloy, which seriously affects the service life of the alloy. Therefore, the research on the fatigue performance of the alloy is particularly important. In this paper, four factors affecting the low cycle fatigue properties of cast nickel-base superalloy were described in detail, including surface defects, internal structure and defects, crystal orientation and test conditions. Based on the characteristics of dislocation movement mode and morphology, the deformation mechanism of cast nickel-base superalloy at different temperatures was studied. Finally, the prediction methods of low cycle fatigue life were summarized.

Key words: cast nickel-base superalloy; low cycle fatigue; fatigue property; fatigue deformation; fatigue life

Corresponding author: Yao Zhihao, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: zhihaoyao@ustb.edu.cn