热机载荷下 GH4169G 车削-喷丸加工表面完整性的演化机理

何 喆[1] 李佳乐[1] 史恺宁[1] 樊昱昌[3] 黄新春[2*]
1.西北工业大学航空发动机高性能制造工业和信息化部重点实验室,西安,710072
2.西北工业大学科学技术研究院,西安,710072
3.火箭军工程大学智剑实验室,西安,710025

摘要:以航空发动机用镍基高温合金 GH4169G 为研究对象,开展服役条件下车削-喷丸复合加工表面完整性演化机理研究。通过模拟服役环境的热机载荷试验,分析了热载荷、机械载荷以及热机载荷对表面完整性的作用形式,建立了表面完整性控制的热机载荷模型和基于余弦函数控制因子的残余应力及显微硬度演化模型,掌握了热机载荷作用下的残余应力松弛规律和显微硬度及表层微观组织变化规律。研究结果为掌握镍基高温合金在服役环境下加工表面完整性的演化形式提供了基础数据,进一步优化了表面完整性控制工艺。

关键词:高温合金 GH4169G;车削-喷丸复合加工;服役环境;表面完整性演化
中图分类号:V216.8
DOI:10.3969/j.issn.1004-132X.2025.04.015 **开放科学(资源服务)标识码(OSID)**:

Evolution Mechanism of Surface Integrity of GH4169G Turning-shot Peening under Thermal and Mechanical Loads

HE Zhe[1] LI Jiale[1] SHI Kaining[1] FAN Yuchang[3] HUANG Xinchun[2*]
1.Key Laboratory of High Performance Manufacturing for Aero Engine(Ministry of Industry and Information Technology),Northwestern Polytechnical University,Xi'an,710072
2.Office of Science and Technology,Northwestern Polytechnical University,Xi'an,710072
3.Zhijian Laboratory,Rocket Force University of Engineering,Xi'an,710025

Abstract: A study of the evolution mechanism of surface integrity of turning-shot peening composite machining under service load conditions was carried out for the nickel-based superalloys GH4169G for aero-engines. The forms of thermal, mechanical, and thermo-mechanical loads on surface integrity were analyzed by simulating thermo-mechanical load tests under service environments. The thermo-mechanical loading model for surface integrity control and the residual stress and microhardness evolution model with cosine function control factor were established. The laws of residual stress relaxation under thermo-mechanical loading and the laws of microhardness changes and surface microstructure changes were mastered. The results provide basic data for mastering the evolution of surface integrity of nickel-based superalloys processed under service environments. The surface integrity control processes were further optimized.

Key words: superalloy GH4169G; combined turning and shot peening; service environment; evolution of surface integrity

0 引言

GH4169 是一种沉淀强化镍基高温合金,在 650 ℃下的屈服强度居变形高温合金首位,具有良好的高温抗辐射、抗氧化和抗腐蚀性,以及较高的高温疲劳强度和断裂塑性及韧性[1-2]。GH4169G 是在 GH4169 合金成分基础上采用 B、P 微合金强化后发展而成的一种新型合金[3],其高温持久性能和抗蠕变性能较 GH4169 有进一步提高,被应用于新一代航空发动机整体叶盘等关键构件的研制中[4]。整体叶盘制造过程中,车削加工起"控形"的作用,喷丸强化起"控性"的作用,其加工品质直接决定了构件的工作性能与疲劳性能。在服役过程中,由于受到热载荷和机械载荷的综合影响,构件的表面完整性特征不断变化,常会出现残余压应力场松弛、显微硬度下降、组织结构变化等现象[5-7],削弱了喷丸工艺对构件的"强化"效果,从而导致构件的服役寿命下降。

收稿日期:2024-03-27
基金项目:中央高校基础研究基金(HYGJZN202319)

因此,研究构件在服役环境下的表面完整性特征演化规律是实现表面完整性控制、疲劳性能提高的关键。

目前,已有学者对高温合金、钛合金等难加工材料在服役条件下的表面完整性变化规律开展了研究。CAI 等[8]在研究高温合金 In718 喷丸残余应力的高温松弛规律时发现,喷丸后的残余应力松弛规律符合 Zener-Wert-Avrami(ZWA)模型。FOSS 等[9]在研究高温环境下高温合金 RR1000 的残余应力松弛过程中观察到在 700℃时残余应力大幅降低。WU 等[10]研究了热载荷作用下高温合金 In625 喷丸残余应力和显微硬度,随着环境温度的升高,两者的下降速度都越来越明显。

另外,有学者还探究了不同机械载荷对表面完整性的影响[11]。赵慧生等[12]对喷丸后的钛合金 TC4 加载机械载荷,发现高周加载过程中残余应力松弛速率较慢,低周加载过程中残余应力松弛速率较快。丁小岑[13]通过研究得到,钛合金 TA19 车削后在热机载荷作用下残余应力随着加载周次的增加呈指数形式衰减,之后逐渐稳定。钟丽琼等[14]分析了钛合金 TC11 喷丸强化与未强化的表层硬度在不同载荷形式下的变化规律,发现循环加载后表层硬度梯度有降低的趋势。部分学者研究了机械载荷对高温合金残余应力的松弛行为,指出残余应力松弛与载荷大小及加载次数直接相关,载荷越大松弛越明显,随着加载次数的增加,残余应力松弛也趋于稳定[15-17]。

此外,学者们还通过研究材料微观组织的变化情况进一步揭示了热机载荷对表面完整性的影响。曾旭等[18]认为更高的服役温度和更长的服役时间容易使高温合金 GH4169 析出更多的 δ 相。GAO 等[19]对高温合金 GH4169G 加以不同的温度载荷,探究了其在高温下的蠕变现象。

现阶段虽已有学者研究了热载荷与机械载荷对高温合金表面完整性的影响规律,但对热机载荷耦合作用下的高温合金表面完整性演化规律的研究相对较少。本文以高温合金 GH4169G 为研究对象,分析了其在服役环境下表面完整性的变化形式。通过试验研究,建立了热机载荷耦合作用下的表面变质层特征演化模型,并获得其演化规律,从而为高温合金的表面完整性控制提供参考。

1　试验

1.1　试验材料

GH4169G 是一种镍基变形高温合金,镍元素含量超 50 %,其元素含量如表 1 所示。本文所使用的 GH4169G 热处理工艺为固溶+时效处理,具体流程为:975 ℃保温 1 h,空冷;720 ℃保温 8 h,炉冷(50 ℃/h)至 620 ℃,保温 8 h,空冷。热处理后材料主要力学性能如表 2 所示。

表 1　GH4169G 合金化学成分

Tab.1　Element content of GH4169G superalloy　%

w(Ni)	w(Fe)	w(Cr)	w(Nb)	w(Mo)	w(Ti)
53.7	余量	19.31	5.27	3.1	1.05

w(Al)	w(Co)	w(Mn)	w(B)	w(P)
0.57	0.26	0.006	0.0095	0.024

表 2　GH4169G 主要力学性能

Tab.2　Main mechanical properties of GH4169G

温度 (℃)	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ_s/%	断面收缩率 Ψ/%
20	1417	1213	18.5	36
680	1102	966	23.0	48

1.2　试验方案

1.2.1　工艺试验

本文以 GH4169G 高压压气机整体叶盘盘体结构为研究对象,因其在服役环境下主要承受温度载荷与周期性的轴向载荷,依据 GB/T 15248—2008(金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法)设计 $K_t=1$ 的拉-拉标准试样,试样采用车削-喷丸复合工艺加工后进行载荷试验。

车削工艺采用 HK63 型数控车床配备 VBET160408-NGF 型刀具进行加工,切削速度为 60 m/min,切削深度为 0.2 mm,进给速度为 0.05 mm/r。喷丸工艺采用 KXS 3030P 型数控喷丸机配备 S110 铸钢丸进行加工,喷丸强度为 0.15 mmA(A 表示 A 型阿尔门试片),覆盖率为 200%。

1.2.2　热载荷试验

在模拟构件服役工况时,依据某型航空发动机设计用材料力学性能手册[20],GH4169G 镍基高温合金高压压气机整体叶盘盘体的工作温度约为 500 ℃,因此,选择 500 ℃为热载荷试验温度。

本文采用 SX2-1200 型箱式马弗炉进行热载荷试验,炉内允许达到的最高温度为 1150 ℃。试验前,将马弗炉在 500 ℃预热 15 min,随后放入试样进行 15 min、30 min、60 min、180 min 和 540 min 的热载荷试验,结束后,试样空冷至常温。

1.2.3　热机载荷试验

依据某型航空发动机设计资料[21],选择镍基高温合金高压压气机整体叶盘盘体的工作载荷为:最大应力 965 MPa,最小应力 −50 MPa,应力比约 −0.0518。

本文采用 MTS-370.10 液压伺服试验机进行

试样的热机载荷试验，应力加载频率为 10 Hz。采用高温疲劳试验来模拟热机载荷环境，即同时加载热载荷与机械载荷，每组试验循环周次提高一个量级。

2 加工表层残余应力的演化规律

2.1 热载荷下残余应力松弛行为

2.1.1 残余应力松弛规律

图 1 所示为喷丸处理后 GH4169G 在热载荷下保温不同时间的表面残余应力变化规律。由图 1 可知，GH4169G 喷丸强化后表面呈残余压应力状态，约－963 MPa。在保温 15 min、30 min、60 min、180 min、540 min 后，表面残余压应力逐渐释放。热保温 15 min 后，表面残余应力减小 33.7%，此时松弛速率较大。随着保温时间的增长，残余应力松弛速率逐渐降低，当保温 540 min 后，表面残余应力松弛率为 54.9%，仅比保温 15 min 的松弛率高了 21.2%。

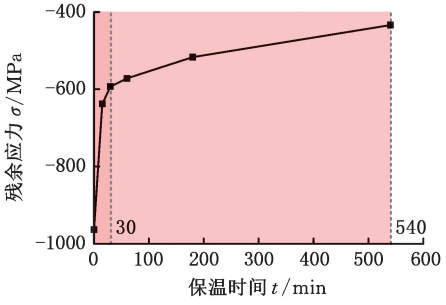


图 1 不同保温时间下的表面残余应力

Fig.1 Surface residual stress under different holding times

上述现象表明，残余应力松弛现象主要发生在热载荷的初始加载阶段，初始阶段的松弛速度最快，随着热载荷时间的增长，残余应力松弛速度逐渐下降。热载荷残余应力松弛现象主要是由高温作用下的材料微观组织形变回复引起的。喷丸产生的空位和位错等组织形变在高温下诱发回复，回复过程使得材料中储存的应变能释放，从而导致残余应力松弛。在热载荷试验的初始阶段，材料表层由于喷丸产生的组织形变密度较大，形变的回复率高，因此在初始阶段残余应力快速松弛。随着时间的增长，大部分组织形变发生回复，材料的形变密度显著降低，回复速率降低，最终引起残余应力的松弛量下降[22]。

图 2 所示为喷丸处理的 GH4169G 在热载荷下保温不同时长后残余应力沿深度方向的分布规律。保温不同时长后，表层残余应力沿深度方向仍然保持着“勺形”分布，即残余压应力先下降后上升，最终趋于基体应力状态。随着保温时间的增长，残余压应力整体呈减小趋势，即表层残余应力随着热保温时长的增长而持续松弛。

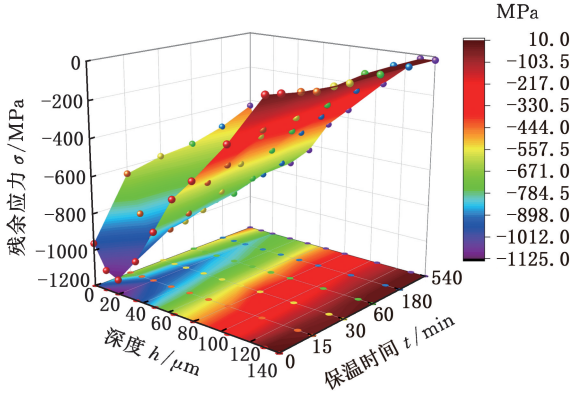


图 2 不同保温时长下的残余应力深度方向分布

Fig.2 The distribution along the depth direction of residual stress under different holding times

与表面残余应力松弛规律相似，随着保温时间的增长，残余应力的松弛量逐渐减小。以表层峰值残余压应力为例，在保温 15 min、30 min、60 min、180 min、540 min 后，峰值残余压应力由初始状态的－1121 MPa 分别下降到－962 MPa、－929 MPa、－865 MPa、－821 MPa、－776 MPa。可以看到，峰值残余应力在保温的初始 15 min 内减小了 14.2%，而保温 540 min 后，峰值残余应力松弛量为 30.1%，比保温 15 min 的松弛量高了 15.9%。由此说明，残余应力松弛速度对环境温度更为敏感，而与温度作用时长相关性不强。另一方面，由表面和峰值残余应力的松弛量以及图 2 可以看出，在相同的保温时长下，表面残余应力的松弛量最大。这是因为喷丸过程中丸粒与材料表面直接接触，表面材料的塑性变形程度最大，所以表面的形变量最大；随着深度的增加，形变量逐渐减小，而形变程度是导致残余应力松弛的根本原因。

2.1.2 残余应力松弛模型

ZWA 模型是描述残余应力随时间释放的常用模型，其具体形式如下：

$$\sigma_t/\sigma_0 = \exp(-(At)^m) \tag{1}$$

$$A = B\exp(-\Delta H/(kT)) \tag{2}$$

式中：σ_t 为保温 t 时长后的残余应力值，MPa；σ_0 为初始残余应力值，MPa；m 为热松弛系数；B 为材料常数；ΔH 为残余应力释放激活焓，eV；k 为玻尔兹曼常数，J/K；T 为保温温度，K。

对式(1) 两边同时取对数，可得

$$\lg(\ln(\sigma_0/\sigma_t)) = m\lg t + m\lg A \tag{3}$$

式(3)表明，给定材料在特定温度下的热保温过程中，残余应力的松弛率与保温时长成对数关系。为获得 ZWA 模型中的 ΔH，进行了 600 ℃

下相同保温时长的热保温试验，根据 GH4169G 喷丸试样的热保温试验结果，得到表面残余应力松弛曲线，如图 3 所示。

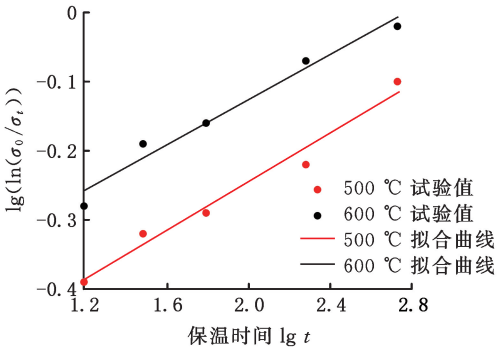


图 3　表面残余应力松弛规律曲线

Fig.3　Relaxation curve of surface residual stress

由式(3)可得，图 3 中直线的斜率即为热松弛系数 m，通过线性回归分析计算出 500 ℃和 600 ℃时两条直线的斜率分别为 0.1763 和 0.1538。代入式(2)可计算出 $\Delta H=0.7060$ eV。由图 3 可知，随着温度的升高，残余应力松弛量增大，最终接近稳定时的残余应力松弛量也更大，这说明部分形式的缺陷(李晶等)仅在足够的温度下才会消失，对应的储存能量才得以释放。

2.2　机械载荷下残余应力松弛行为

图 4 所示为喷丸处理后 GH4169G 在机械载荷下的表面残余应力变化规律。残余应力测试方向为平行于加载方向(轴向)。由图 4 可知，表面残余压应力无明显变化，均在 −950 MPa 左右，考虑到测量误差，认为在机械载荷的作用下表面残余应力基本保持稳定状态。

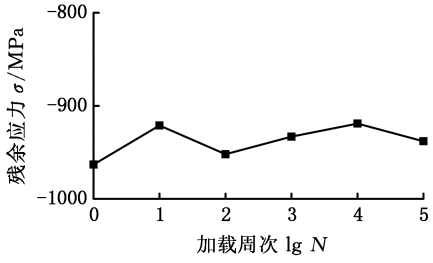


图 4　机械载荷下的表面残余应力变化

Fig.4　Surface residual stress variation under mechanical loading

图 5 所示为喷丸处理后 GH4169G 在机械载荷下的表层残余应力分布规律。由图 5 可知，在不同机械载荷加载周次后，残余应力沿深度方向先增大后减小，当加载周次达到 10^3、10^4 时才出现了小幅度的松弛现象。这与表面残余应力的变化规律相似，文献[23]的研究中也观察到相同现象。这主要是因为本试验所选择的机械载荷较大，加载周次较短，故残余应力变化不明显。

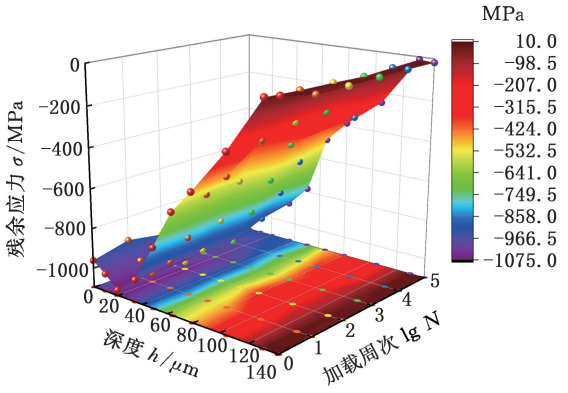


图 5　不同加载周次下的残余应力分布

Fig.5　Residual stress distribution under different loading cycles

2.3　热机载荷耦合下残余应力松弛行为

2.3.1　残余应力松弛规律

图 6 所示为喷丸处理后 GH4169G 在热机载荷下的表面残余应力变化规律，在热机载荷的耦合作用下，表面残余应力松弛现象明显，且随着加载次数的增加，残余应力松弛量持续增大，这与热载荷作用下的残余应力松弛规律相似。在 10^1 加载周次内残余应力松弛最为明显，减小了 42.5%。每提升一个量级，残余应力的松弛量随之减小。在 10^4 加载周次后(即加载约 17 min 后)，表面残余应力减小 90.6%，几乎完全松弛。由前文的研究结果可知，在热载荷下保温 15 min 后的残余应力松弛率为 33.7%，可见热机耦合作用会加速残余应力松弛。

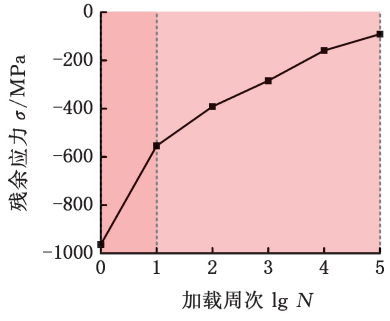


图 6　高温状态不同加载周次下表面残余应力变化

Fig.6　Surface residual stress changes under different high temperature loading cycles

图 7 所示为喷丸处理后 GH4169G 在热机载荷下的表层残余应力分布规律，可以看到，在热机载荷作用下，表层残余压应力整体呈现出随加载周次的增加而减小的趋势。以峰值残余压应力为例，在 10^0、10^1、10^2、10^3、10^4 加载周次后，峰值残余应力分别减小了 29.7%、39.8%、44.7%、49.0%、52.7%。与表面残余应力的持续快速松弛不同，表层残余压应力的峰值松弛速率明显下降。另外，通过对比不同加载周次下的残余应力

分布规律可以看出，残余应力呈先增大后减小的变化规律，最终与基体保持一致，其峰值出现在距离表面 20～30 μm 处，影响层深在 130 μm 左右。

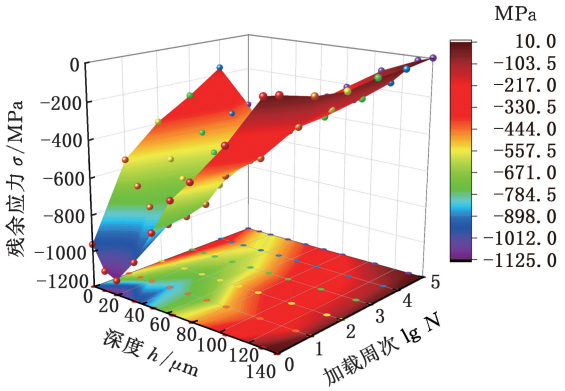


图 7　高温状态不同加载周次下残余应力深度方向分布

Fig.7　The depth distribution of residual stress under different high temperature loading cycles

对比热载荷和热机载荷试验的残余应力松弛规律可以发现，热机载荷试验的持续时间比热载荷试验短，但残余应力松弛程度更高，说明在热机载荷条件下，机械载荷在一定程度上加速了残余应力的松弛。由于在单一机械载荷的作用下，残余应力松弛现象不显著，因此热载荷对残余应力的松弛起到了主导作用。

2.3.2　表层残余应力松弛模型

考虑到 GH4169G 表层残余应力呈“勺形”分布，选择余弦衰减函数用于残余应力的参数化表征[24]，表达式为

$$\sigma_r(h)=A_\sigma\exp(-\lambda_\sigma h)\cos(\omega_\sigma h+\theta_\sigma) \tag{4}$$

式中：h 为距表面的深度，μm；$\sigma_r(h)$ 为深度为 h 时的残余应力，MPa；A_σ 为残余应力幅值系数；λ_σ 为残余应力场衰减系数；ω_σ 为固有角频率；θ_σ 为初始相位角。

归一化处理后，残余应力的余弦衰减函数拟合结果如图 8 所示，对应的余弦衰减函数控制因子 A_σ、λ_σ、ω_σ、θ_σ 的值如表 3 所示。由表 3 可以看出，各组数据的决定系数 Adj-R^2 均大于 0.95，表明余弦衰减函数具有较高的拟合精度。

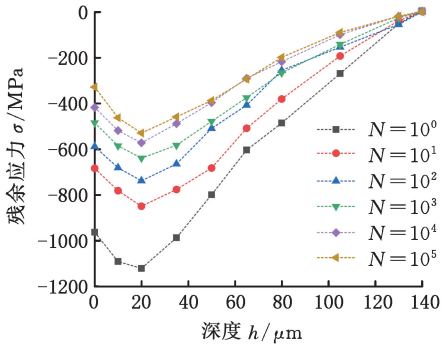


图 8　余弦衰减函数残余应力拟合结果

Fig.8　Residual stress fitting results of cosine attenuation function

表 3　残余应力场余弦衰减函数拟合控制因子

Tab.3　The cosine attenuation function fitting control factor of residual stress field

序号	控制因子				Adj-R^2
	A_σ	λ_σ	ω_σ	θ_σ	
TM0	−1.678	−2.453	−147.205	−60.830	0.994
TM1	−1.761	−3.370	−146.789	−74.421	0.965
TM2	−1.848	−3.692	−146.072	−79.352	0.965
TM3	−1.963	−4.214	−145.272	−82.719	0.978
TM4	−2.116	−4.435	−144.976	−86.415	0.990
TM5	−2.147	−4.759	−144.837	−88.075	0.994

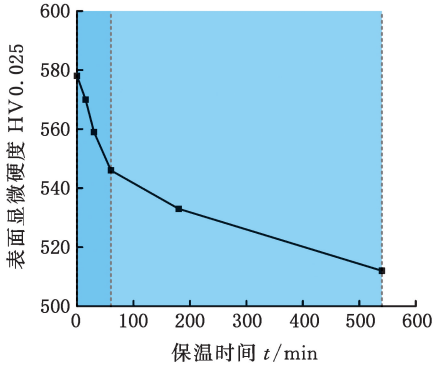
根据热机载荷残余应力余弦衰减函数拟合结果，建立了余弦衰减函数控制因子与加载周次的关系模型如下：

$$\left.\begin{aligned}A_\sigma&=-1.759-0.104\lg N\\ \lambda_\sigma&=-3.347-0.437\lg N+0.021(\lg N)^2\\ \omega_\sigma&=-146.8+0.974\lg N-0.119(\lg N)^2\\ \theta_\sigma&=-74.43-5.212\lg N+0.444(\lg N)^2\end{aligned}\right\} \tag{5}$$

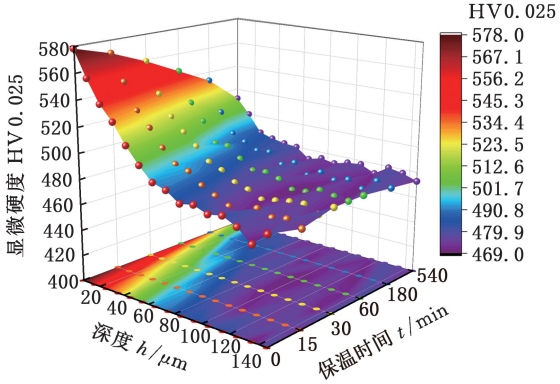
3　加工显微硬度的演化规律

3.1　热载荷对显微硬度的影响

图 9 所示为喷丸处理后 GH4169G 在热载荷下保温不同时间的表层显微硬度演化规律。由图 9a 可知，在热载荷作用下，表面显微硬度整体呈



(a)表面显微硬度



(b)显微硬度沿深度分布

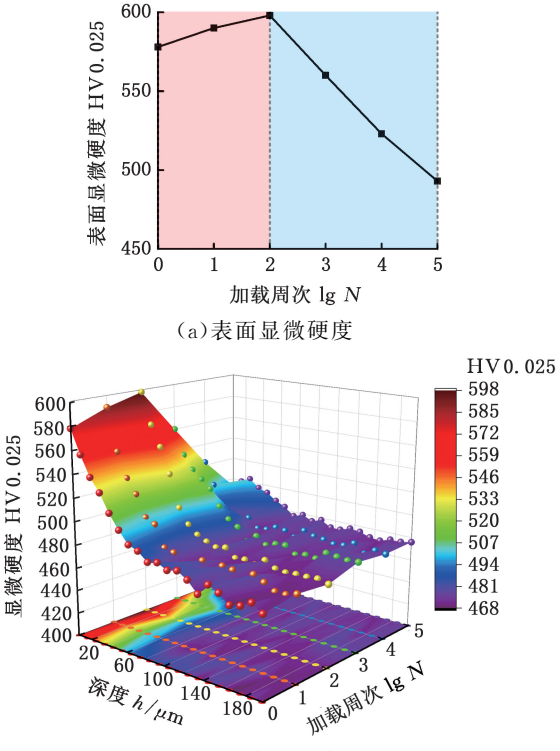
图 9　不同保温时长下的显微硬度变化

Fig.9　Microhardness changes under different holding time

下降趋势，且在前 60 min 硬度下降明显，下降量随保温时间的增长逐渐增加，总体表现为循环软化现象。在热载荷的作用下，显微硬度的整体降低量并不显著，在保温 540 min 后仅降低了 11.4%，这是因为基体硬度较高，所以显微硬度的降低量占比较小。由图 9b 可知，试样表面硬度随保温时间的增长逐渐降低，同时沿深度方向的显微硬度也相应降低，在较长保温时间下表层硬度随深度的增加更快接近材料基体硬度。

3.2　机械载荷对显微硬度的影响

图 10 所示为喷丸处理后 GH4169G 在机械载荷下的显微硬度变化规律。由图 10a 可知，表面硬度呈先升高后降低的变化趋势。如图 10b 所示，在不同加载周次下，显微硬度沿深度方向逐渐降低，在较高加载周次下显微硬度沿深度方向更快接近材料基体硬度。



(a)表面显微硬度

(b)显微硬度沿深度分布

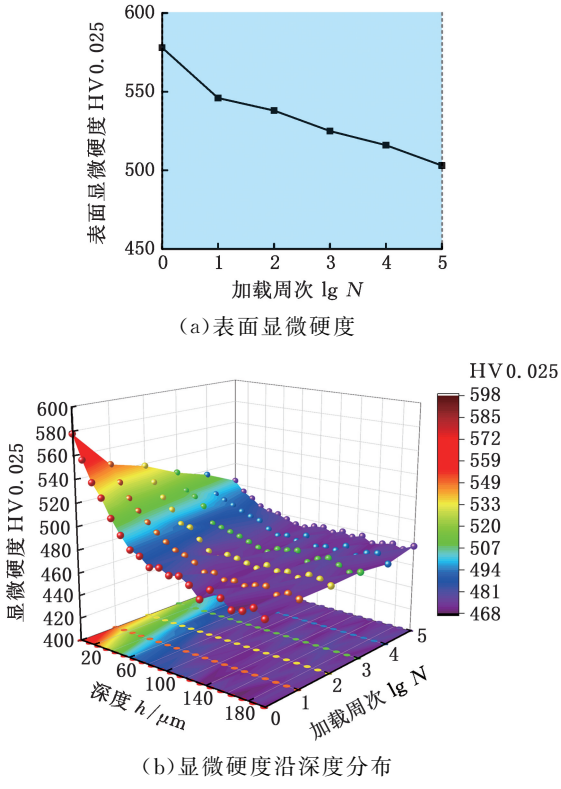
图 10　常温状态不同加载周次下的显微硬度变化

Fig.10　Variation of microhardness under different cycles at room temperature conditions

循环硬化是由于晶界、孪晶界等结构对位错运动的阻碍，产生位错塞积或者位错钉扎，使得材料的变形抗力增加[22]。而循环软化是由于析出相尺寸减小导致对位错阻碍能力的降低，析出相被位错切割导致对位错的钉扎作用减弱，以及析出相的溶解和无序化[25]等因素共同导致的。

3.3　热机载荷对显微硬度的影响

图 11 所示为喷丸处理后 GH4169G 在热机载荷下的显微硬度变化规律。由图 11a 可知，在热载荷和机械载荷的共同作用下，表面显微硬度随加载周次增加而降低。在经历第 1 个加载周次后，表面显微硬度下降幅度最大。随着加载周次的增加，显微硬度持续降低，而下降速率基本保持一致。由图 11b 可知，表层显微硬度随加载周次的增加逐渐降低，在第 1 个加载周次后下降最为明显，随后持续缓慢降低。表层显微硬度随深度的增加逐渐降低，当深度大于 130 μm 后，显微硬度与基体硬度基本一致并在较小范围内波动，这与热载荷作用下的显微硬度变化规律相似。



(a)表面显微硬度

(b)显微硬度沿深度分布

图 11　高温状态不同加载周次下的显微硬度变化

Fig.11　Variation of microhardness under different cycles at high temperature conditions

对比热载荷和热机载荷试验的显微硬度变化规律可以发现，热机载荷下的显微硬度变化规律受热载荷影响较大。在高温疲劳过程中，材料始终保持循环软化现象。

3.4　热机载荷耦合下显微硬度演化模型

显微硬度的分布沿深度方向递减，表面硬度最高，逐渐降低至基体硬度。采用指数函数对显微硬度分布曲线进行表征，表达式如下：

$$H_V(h) = A_{HV}\exp(\lambda_{HV}h) \tag{6}$$

式中：$H_V(h)$ 为深度 h 时的显微硬度；A_{HV} 为显微硬度幅值系数；λ_{HV} 为显微硬度场衰减系数。

图 12 所示为归一化处理后的指数函数拟合结果，对应的指数函数控制因子 A_{HV}、λ_{HV} 如表 4

所示。各组数据的决定系数 Adj-R^2 均大于 0.8，表明函数的拟合精度较高。

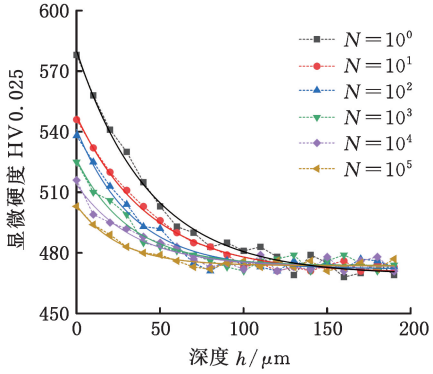


图 12　指数函数显微硬度拟合结果

Fig.12　Exponential function microhardness fitting results

表 4　显微硬度场指数函数拟合控制因子

Tab.4　The exponential function fitting control factor of microhardness

序号	控制因子		Adj-R^2
	A_{HV}	λ_{HV}	
TM0	0.943	−4.522	0.989
TM1	0.670	−4.765	0.988
TM2	0.618	−4.963	0.963
TM3	0.471	−5.178	0.934
TM4	0.359	−5.006	0.900
TM5	0.268	−4.802	0.877

根据高温疲劳显微硬度指数函数拟合结果，建立指数函数控制因子与加载周次的关系模型如下：

$$\left.\begin{aligned} A_{HV} &= 0.6896-0.1062\lg N \\ \lambda_{HV} &= -4.749-0.3521\lg N+0.085\ 09(\lg N)^2 \end{aligned}\right\} \tag{7}$$

4　微观组织的演化规律

4.1　热载荷对微观组织的影响

图 13 所示为喷丸处理后 GH4169G 在热载荷下保温不同时长的表层微观组织状态。喷丸后的试样表层从表面沿深度方向具有一层厚约 15 μm 的严重塑性变形区，存在滑移迹线弯曲现象。随着保温时间的增长，滑移迹线弯曲区域的厚度逐渐减小。在热保温 15 min 后，滑移迹线弯曲区域层深减小至 8 μm，而在保温 1 h 后滑移迹线基本消失。这是因为塑性变形层内的位错等缺陷在高温下诱发回复作用，使得表层组织位错结构变化或消失，导致材料性能部分回复到塑性变形前的状态，在一定程度上削弱了喷丸工艺的强化作用。此外，随着保温时间的增长，晶界处的 δ 相由短棒状逐渐转变为细长的针状，材料中 δ 相含量降低。另外，由于 δ 相具有阻碍晶界滑动的作用，可强化晶界强度，提高材料硬度[26]，故随着热保温时间的增长，δ 相对阻碍晶界滑动的作用减弱，因此试样表层显微硬度呈下降趋势。

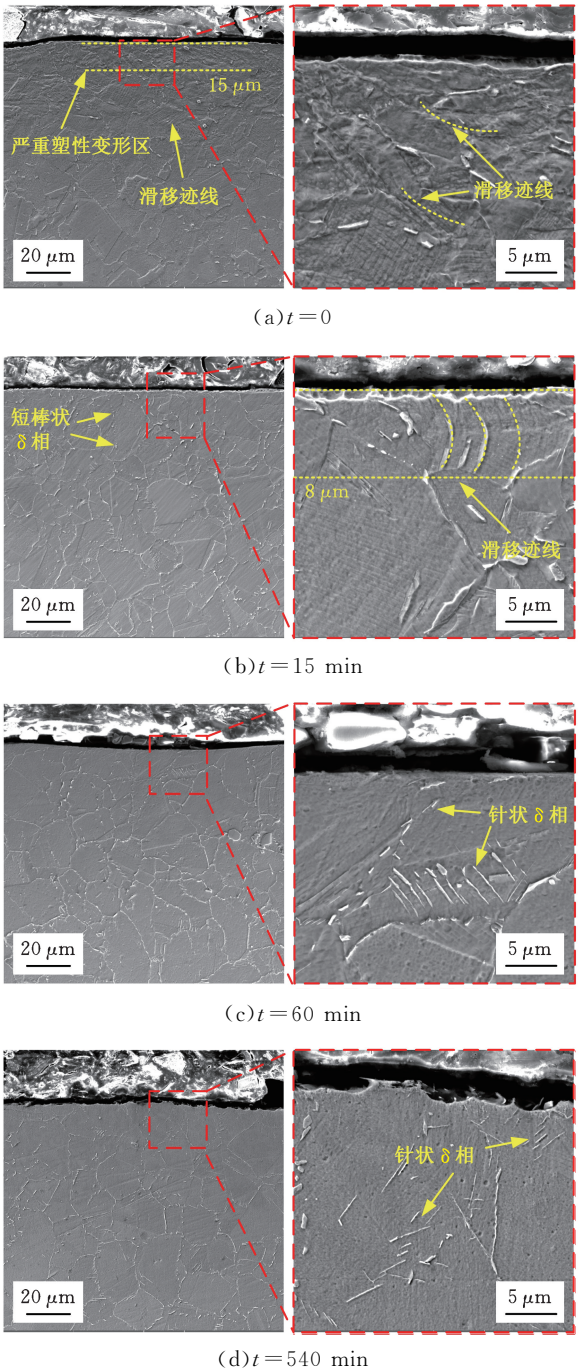


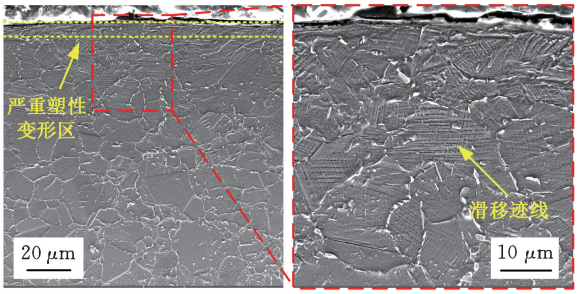
图 13　不同保温时长后的微观组织变化

Fig.13　Microstructure changes after different holding time

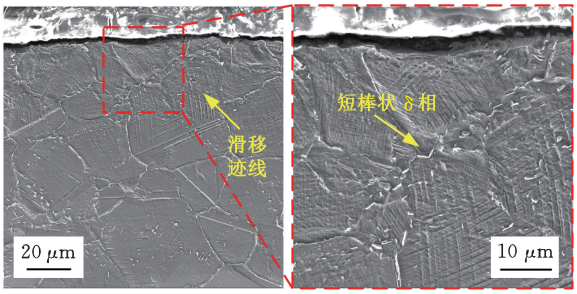
4.2　机械载荷对微观组织的影响

图 14 所示为喷丸处理后 GH4169G 在机械载荷下的表层微观组织状态。相比于喷丸试样的初始状态，加载机械载荷后的试样严重塑性变形层厚度有所减小。同时，在近表层区域出现了由交变机械应力引起的滑移迹线。这是因为喷丸试样的表面形貌引起应力集中，使得靠近表面区域的机械应力更大，更易形成滑移迹线。另外，随着

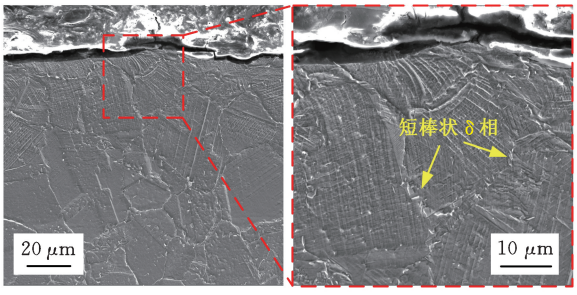
加载周次的增加，仍可观察到短棒状 δ 相，但 δ 相数量明显减小，在较高的加载周次后，只有部分晶界处存在 δ 相，此区域硬度下降，导致高加载周次下出现循环软化现象。



(a) $N=10^0$



(b) $N=10^2$



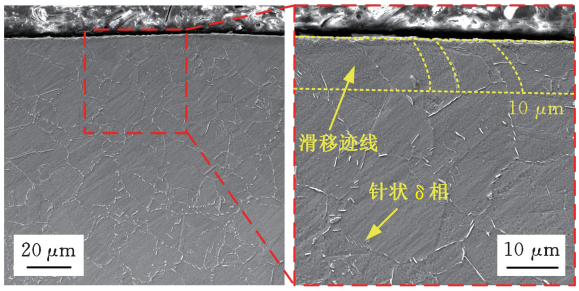
(c) $N=10^4$

图 14　常温状态不同加载周次下的微观组织变化

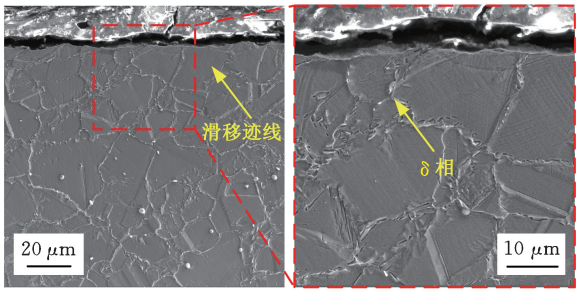
Fig.14　Changes in microstructure under different cycles at room temperature conditions

4.3　热机耦合对微观组织的影响

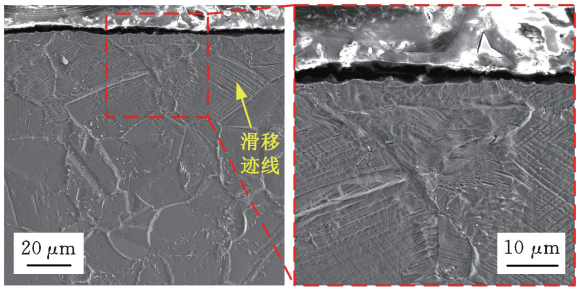
图 15 所示为喷丸处理后 GH4169G 在热机载荷下的表层微观组织状态。热机载荷后的试样表层微观组织与热载荷后试样表层微观组织相似。受热载荷的影响，在第 1 个加载周次后，滑移迹线弯曲区域厚度减小至 10 μm。虽然加载 1 个周次所需要的时间很短，但由于在试验前需要将试样加热到 500 ℃，此时试样已经处在受热状态，因此滑移迹线弯曲区域的厚度变化较大。随着加载周次的增加，在机械载荷的作用下，滑移迹线逐渐变得明显。另外，随着加载周次的增加，δ 相含量下降，明显低于常温加载试验中同加载周次时的 δ 相含量，在 10^4 加载周次后几乎观察不到 δ 相，这也说明热载荷与机械载荷对表面变质层的影响存在相互促进作用。



(a) $N=10^0$



(b) $N=10^2$



(c) $N=10^4$

图 15　高温状态不同加载周次下的微观组织

Fig.15　Changes in microstructure under different cycles at high temperature conditions

5　结论

以新一代航空发动机整体叶盘用镍基高温合金 GH4169G 为研究对象，开展了服役环境下车削-喷丸复合加工表面完整性演化规律研究，得到如下结论。

1）获得了热机载荷作用下的残余应力演化规律并建立了残余应力余弦衰减函数松弛模型。结果表明，表面与表层残余应力在热机耦合作用下均产生应力松弛现象，该现象在载荷施加初始阶段表现显著，其中热载荷对应力松弛起决定性作用，机械载荷仅对表层残余应力松弛有一定影响，而对表面残余应力影响较小。

2）掌握了热机载荷作用下的显微硬度演化规律并建立了显微硬度指数函数演化模型。结果表明，表面与表层硬度在热机耦合作用下均呈逐渐降低的趋势，该趋势在载荷施加初始阶段表现显

著，其中热载荷对显微硬度的降低起主导作用，机械载荷仅对表面硬度的降低有一定影响，而对表层硬度影响较小。

3）分析了表层微观组织形貌，获得了热机载荷作用下的微观组织演化规律。结果表明，在热机耦合作用下，表层组织中因喷丸形成的严重塑性变形层厚度减小，δ 相含量降低，滑移迹线增加。其中，热载荷作用引起了严重塑性变形层厚度减小及 δ 相含量降低的现象。机械载荷作用使得表层组织中的滑移迹线增加。热载荷与机械载荷对表层组织的影响存在相互促进作用。

参考文献：

[1] ZHANG Shuaiqi, YANG Zhongxue, JIANG Ruisong, et al. Effect of Creep Feed Grinding on Surface Integrity and Fatigue Life of Ni3Al Based Superalloy IC10[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 1(34):438-448.

[2] 牛湛皓，史耀耀，黄新春，等. GH4169G 高温合金车削切削力与切削温度有限元仿真研究[J]. 工具技术，2024，58(1):95-100.
NIU Zhanhao, SHI Yaoyao, HUANG Xinchun, et al. Finite Element Simulation of Cutting Force and Cutting Temperature in Turning of GH4169G Superalloy[J]. Tool Engineering, 2024,58(1):95-100.

[3] 李忠群，石晓芳，王志康，等. 航空高温合金材料切削加工研究现状与展望[J]. 制造技术与机床，2018，12:55-60.
LI Zhongqun, SHI Xiaofang, WANG Zhikang, et al. Research Status and Prospect on Machining of Aeronautical Superalloy Materials[J]. Manufacturing Technology & Machine Tool, 2018, 12:55-60.

[4] JIA D, SUN W, XU D, et al. Dynamic Recrystallization Behavior of GH4169G Alloy during Hot Compressive Deformation[J]. Journal of Materials Science Technology,2019, 35(9):1851-1859.

[5] 韩坤鹏，张定华，姚倡锋，等. 滚压强化表面状态特征的疲劳演化及抗疲劳机制研究进展[J]. 航空学报，2021，42(10):87-104.
HAN Kunpeng, ZHANG Dinghua, YAO Changfeng, et al. Fatigue Evolution and Anti-fatigue Mechanism of Surface Characteristics Induced by Deep Rolling[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(10):87-104.

[6] 胡瑞泽. 基于塑性变形机制的 H13 钢切削变质层显微组织演化[D]. 济南：山东大学，2019.
HU Ruize. Microstructure Evolution of Cutting Metamorphic Layer of H13 Steel Based on Plastic Deformation Mechanism[D]. Jinan: Shandong University, 2019.

[7] LIAO Z, POLYAKOV M, DIAZ O G, et al. Grain Refinement Mechanism of Nickel-based Superalloy by Severe Plastic Deformation-mechanical Machining Case[J]. Acta Materialia, 2019, 180:2-14.

[8] CAI D, NIE P, SHAN J, et al. Precipitation and Residual Stress Relaxation Kinetics in Shot-peened Inconel 718[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2006, 15:614-617.

[9] FOSS B J, GRAY S, HARDY M C, et al. Analysis of Shot-peening and Residual Stress Relaxation in the Nickel-based Superalloy RR1000[J]. Acta Materialia 2013, 61(7):2548-2559.

[10] WU L, JIANG C. Effect of Thermal Relaxation on Residual Stress and Microstructure in the Near-surface Layers of Dual Shot Peened Inconel 625 [J]. Advances in Mechanical Engineering, 2018, 10(10):1-6.

[11] LIU Chengsong, LIU Daoxin, ZHANG Xiaohua, et al. On the Influence of Ultrasonic Surface Rolling Process on Surface Integrity and Fatigue Performance of Ti 6Al-4V Alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 370:24-34.

[12] 赵慧生，陈国清，盖鹏涛，等. 拉-拉疲劳载荷下钛合金湿喷丸的残余应力松弛及再次喷丸工艺[J]. 材料工程，2020，48(5):136-143.
ZHAO Huisheng, CHEN Guoqing, GAI Pengtao, et al. Residual Stress Relaxation and Re-shot-peening Process of Wet Shot-peened Titanium Alloy during Tensile Fatigue Load[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(5):136-143.

[13] 丁小岑. 轮盘车削加工表面完整性在热/应力耦合作用下的演化过程研究[D]. 南京：南京航空航天大学，2021.
DING Xiaocen. Research on the Evolution Process of the Surface Integrity of Turned Blisk under the Effect of Thermal-mechanical Coupling[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2021.

[14] 钟丽琼，严振，梁益龙，等. 残余应力场和不同应力比下 TC11 钛合金的高周疲劳性能[J].稀有金属材料与工程，2015，44(5):1224-1228.
ZHONG Liqiong, YAN Zhen, LIANG Yilong, et al. Property of High Cycle Fatigue of TC11 under Residual Stress and Different Stress Ratios[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(5):1224-1228.

[15] ZHOU Z, AMRINDER S G, QIAN D, et al. A Finite Element Study of Thermal Relaxation of Residual Stress in Laser Shock Peened IN718 Superalloy[J]. International Journal of Impact Engineer-

ing，2011，7(38)：590-596.

[16] 王辰辰. 残余应力测试与校准方法研究现状与展望[J].计测技术，2021，41(2)：56-63.
WANG Chenchen. Review on Measurement and Metrology Methods of Residual Stress[J]. Metrology & Measurement Technology，2021，41(2)：56-63.

[17] HUA Y，LIU Z Q. Experimental Investigation of Principal Residual Stress and Fatigue Performance for Turned Nickel-based Superalloy Inconel 718 [J]. Materials，2018，11(6)：879.

[18] 曾旭，张显程，涂善东，等. 热处理对 GH4169 合金组织及低周疲劳寿命的影响[J]. 机械工程材料，2016，40(4)：21-24.
ZENG Xu，ZHANG Xiancheng，TU Shandong，et al. Effects of Heat Treatment on Microstructure and Low Cycle Fatigue Life of GH4169 Alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering，2016，40(4)：21-24.

[19] GAO S，GE S，YANG X，et al. Effect of Temperature on the Creep Behavior and Mechanism of GH4169 Alloy[J]. Chinese Journal of Engineering，2023，45(2)：301-309.

[20] 苏彬，程荣辉. 某型航空发动机设计用材料力学性能手册(上)[M]. 北京：航空工业出版社，2019.
SU Bin，CHENG Ronghui. Handbook of Mechanical Properties of Materials for the Design of a Certain Type of Aero-engine(First Book)[M]. Beijing：Aviation Industry Press，2019.

[21] 苏彬，程荣辉. 某型航空发动机设计用材料力学性能手册(下)[M]. 北京：航空工业出版社，2019.
SU Bin，CHENG Ronghui. Handbook of Mechanical Properties of Materials for the Design of a Certain Type of Aero-engine(Next Book)[M]. Beijing：Aviation Industry Press，2019.

[22] 艾瑞克. 材料科学基础[M]. 北京：机械工业出版社，2012.
ERIC J. Fundamentals of Materials Science[M]. Beijing：China Machine Press，2012.

[23] 丁小岑，何宁，宋迎东，等. TA19 钛合金端面车削表面完整性的低周疲劳演化[J]. 航空材料学报，2021，41(4)：57-65.
DING Xiaocen，HE Ning，SONG Yingdong，et al. Evolution of Surface Integrity of Turning TA19 Titanium Alloy End Face under Low Cycle Fatigue [J]. Journal of Aeronautical Materials，2021，41(4)：57-65.

[24] 谭靓. 抗疲劳表面变质层的多工艺复合控制方法[D]. 西安：西北工业大学，2018.
TAN Liang. Method of Controlling Anti-fatigue Surface Metamorphic Layer during Integration Manufacturing Processes[D]. Xi'an：Northwestern Polytechnical University，2018.

[25] 薛河，侯鹏飞，李富强，等. 残余应力与 304 奥氏体不锈钢表面硬度的关系[J]. 热加工工艺，2020，49(22)：44-47.
XUE He，HOU Pengfei，LI Fuqiang，et al. Relationship between Residual Stress and Surface Hardness of 304 Austenitic Stainless Steel[J]. Hot Working Technology，2020，49(22)：44-47.

[26] 郑建军，张涛，乔欣. 热处理工艺对 GH4169 高温合金组织与力学性能的影响[J]. 热加工工艺，2024，53(18)：52-55.
ZHENG Jianjun，ZHANG Tao，QIAO Xin. Effects of Heat Treatment Process on Microstructure and Mechanical Properties of GH4169 Superalloy[J]. Hot Working Technology，2024，53(18)：52-55.

（编辑　袁兴玲）

作者简介：何　喆，男，1994 年生，博士研究生。研究方向为航空发动机先进制造技术，高温合金表面完整性演化机理，难加工材料抗疲劳制造。**黄新春***（通信作者），男，1983 年生，副研究员。研究方向为航空发动机先进制造技术，表面完整性形成机理与工艺控制方法。

本文引用格式：
何喆，李佳乐，史恺宁，等. 热机载荷下 GH4169G 车削-喷丸加工表面完整性的演化机理[J]. 中国机械工程，2025，36(4)：780-789.
HE Zhe，LI Jiale，SHI Kaining，et al. Evolution Mechanism of Surface Integrity of GH4169G Turning-shot Peening under Thermal and Mechanical Loads[J]. China Mechanical Engineering，2025，36(4)：780-789.