

3 种高温合金的蠕变 - 疲劳交互作用行为及寿命预测 *

陈立佳^{1,2)} 吴 威¹⁾ P. K. Liaw²⁾

1) 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 沈阳 110023

2) Department of Materials Science and Engineering, University of Tennessee,
Knoxville, TN 37996-2200, USA

摘 要 通过在 816 和 927 °C 下进行总应变控制的不同拉伸应变保持时间的低周疲劳实验, 研究了 3 种高温合金 (HAYNES 188, HAYNES 230 和 HASTELLOY X) 的蠕变 - 疲劳交互作用行为. 结果表明, 这 3 种高温合金的应变疲劳寿命主要取决于合金类型、应变保持周期及实验温度. 这些高温合金所表现出的不同应变疲劳寿命行为可归因于蠕变和氧化损伤方面的差异. 此外, 应用频率修正的非弹性拉伸应变能作为损伤函数对这 3 种合金进行了应变疲劳寿命预测, 结果显示该寿命预测方法对 3 种高温合金均表现出较好的寿命预测能力.

关键词 高温合金, 蠕变 - 疲劳交互作用, 应力松弛, 寿命预测

中图法分类号 TG113.25, TG132.3 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2006)09-0952-07

CREEP-FATIGUE INTERACTION BEHAVIORS AND LIFE PREDICTIONS FOR THREE SUPERALLOYS

CHEN Lijia^{1,2)}, WU Wei¹⁾, P. K. Liaw²⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110023

2) Department of Materials Science and Engineering, University of Tennessee, Knoxville, TN 37996-2200, USA

Correspondent: CHEN Lijia, professor, Tel: (024)25691316, E-mail: lijia.chen@yahoo.com

Manuscript received 2005-12-23, in revised form 2006-04-06

ABSTRACT The low-cycle fatigue tests with tensile hold times ranging from 0 to 60 min were conducted for 3 superalloys, HAYNES 188, HAYNES 230 and HASTELLOY X, at 816 °C and 927 °C under a total strain range control mode to investigate their creep-fatigue interaction behaviors. It was found that under creep-fatigue loading condition, the strain fatigue lives of the three superalloys are dependent on the type of the alloy, duration of strain hold, and test temperature. The different strain fatigue life behaviors exhibited by the three superalloys are related to the difference in the damages from creep and oxidation. In addition, the frequency-modified tensile hysteresis energy modeling was used to correlate the present strain fatigue life data. The result showed that this modeling could give a satisfactory prediction on the creep-fatigue lives of the three superalloys.

KEY WORDS superalloy, creep-fatigue interaction, stress relaxation, life prediction

镍基和钴基高温合金具有优异的高温强度、氧化和蠕变抗力, 因而被广泛地用于制作燃气轮机和航空发动机中关键部位的高温部件. 在服役期间, 这些部件不仅因反复起动 - 停车的瞬态载荷循环引起疲劳损伤, 而且由于长期在一定稳态温度下工作, 也会发生时间相关的蠕变损伤. 因此, 蠕变 - 疲劳的交互作用常成为其主要的失效形式. 在这些高温构件的抗蠕变 - 疲劳设计中, 一般是首先在实验室中进行应变保持低周疲劳实验来模拟上述实际工况, 然后把实验室获得的短期实验结果推广至实际服役条件. 因

此, 在实验室条件下研究高温合金的高温低周疲劳性能对于高温构件的安全和可靠性设计具有重大的实用意义.

近年来, 对一些广泛用于汽轮机和航空发动机工业中的商用高温合金的高温低周疲劳行为进行了大量的研究工作, 已经认识到高温合金的低周疲劳寿命与诸如温度、循环频率、加载波型及保持时间等实验参数密切相关, 并且基于由滑移模式、蠕变、氧化和微观结构不稳定性的差异所造成的变形和损伤机制的改变揭示了这些实验参数对疲劳寿命的影响规律^[1-7]. 此外, 也提出了许多方法如线性累计损伤法、应变范围区分法、应变能区分法、频率分离法、损伤函数法等预测材料在高温下的疲劳寿命^[8-12]. 尽管这些方法已在一些材料中显示出较佳的疲劳寿命预测能力, 但在蠕变 - 疲劳 - 环境三者交互作用的条件下

* 收到初稿日期: 2005-12-23, 收到修改稿日期: 2006-04-06

作者简介: 陈立佳, 男, 1963 年生, 教授, 博士

进行寿命预测时, 则表现出一定的局限性。

本工作针对已获得广泛商业应用的 3 种高温合金在蠕变-疲劳加载条件下的应变疲劳行为进行了研究和比较, 同时综合考虑蠕变-疲劳-环境之间的交互作用, 以频率修正的非弹性拉伸应变能作为损伤函数, 对 3 种合金的蠕变-疲劳寿命进行了预测。此外, 还对该模型的寿命预测能力进行了评估。

1 实验方法

实验用材料为钴基高温合金 HAYNES 188、镍基高温合金 HAYNES 230 和 HASTELLOY X(本文分别设为合金 1、合金 2 和合金 3), 均属固溶退火态的变形高温合金。显微组织观察表明, 合金的原始组织均由等轴奥氏体晶粒和一些退火孪晶构成, 此外还有少量 M_6C 型碳化物。3 种合金的初始晶粒尺寸分别为 $45 \mu\text{m}$ (合金 1)、 $65 \mu\text{m}$ (合金 2) 和 $95 \mu\text{m}$ (合金 3)。

高温低周疲劳试样标距部分的宽度为 6.4 mm , 厚度为 3.2 mm , 长度为 12.8 mm 。所有高温低周疲劳实验以及总应变控制的应力松弛实验均是在 MTS 810 型电液伺服疲劳实验机上进行的。采用高频感应加热方式对试样进行加热, 其中感应线圈是经过特殊设计的以确保试样标距部分的温度波动控制在 $\pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ 。高温应变规上两个陶瓷棒的刃口直接置于试样的标距长度部分, 以监测轴向应变。采用全反向轴向总应变范围控制模式, 实验温度分别为 816 和 $927 \text{ }^\circ\text{C}$, 实验条件为静态实验室空气环境。高温低周疲劳实验中, 使用的总应变范围在 0.4% — 2.0% 之间, 采用的循环频率为 1 Hz , 引入的拉伸应变保持时间为 0 — 60 min 。应力松弛实验是在 0.5% 的拉伸应变(相当于 1.0% 的总应变范围)下进行的, 时间通常超过 150 h 。所有高温低周疲劳实验均进行至试样断开为止, 与此相应的循环周次数则作为合金的应变疲劳寿命。

2 实验结果及讨论

图 1 为 3 种高温合金在温度分别为 816 和 $927 \text{ }^\circ\text{C}$ 及应变保持时间 τ_h 分别为 0 和 2 min 时的总应变范围 $\Delta\epsilon_t$ 与应变疲劳寿命 N_f 之间的关系曲线。从图可见, 对于合金 1, 当无应变保持时间且外加总应变范围 $\Delta\epsilon_t > 0.7\%$ 时, 两种实验温度下的应变疲劳寿命间的差别很小; 但当 $\Delta\epsilon_t = 0.4\%$ 时, 该合金在 $816 \text{ }^\circ\text{C}$ 的应变疲劳寿命高于其在 $927 \text{ }^\circ\text{C}$ 的应变疲劳寿命。对于合金 2, 在 $\Delta\epsilon_t = 0.7\%$ 和 $\Delta\epsilon_t = 1.0\%$ 两个中等应变范围, 合金在两个实验温度下具有相近的应变疲劳寿命; 但在 $\Delta\epsilon_t = 0.4\%$ 的低应变范围, 该合金在低的实验温度下表现出更长的疲劳寿命; 反之, 当 $\Delta\epsilon_t > 1.5\%$ 时, 该合金则在高的实验温度下显示出更好的疲劳抗力。在所有的外加总应变范围 $\Delta\epsilon_t$ 下, 合金 3 的应变疲劳寿命均非常接近, 这表明在纯疲劳加载条件下, 提高实验温度对该合金的疲劳寿命不会产生明显影响。由图 1 亦可见, 在最大拉伸应变处引入 2 min

的保持时间将导致 3 种合金的应变疲劳寿命显著减少, 且 $927 \text{ }^\circ\text{C}$ 比 $816 \text{ }^\circ\text{C}$ 有更低的应变疲劳寿命。这说明拉伸应变保持在 $927 \text{ }^\circ\text{C}$ 所造成的损伤比在 $816 \text{ }^\circ\text{C}$ 时的损伤更显著。其中的例外出现在外加总应变范围 $\Delta\epsilon_t > 1.5\%$ 的实验条件下, 此时 3 种合金在 $927 \text{ }^\circ\text{C}$ 下反而具有更长的应变疲劳寿命。

为了确定拉伸应变保持时间对应变疲劳寿命的影响, 在 $\Delta\epsilon_t = 1.0\%$ 下进行了具有不同应变保持时间的低周疲劳实验。图 2 为 3 种高温合金在 816 和 $927 \text{ }^\circ\text{C}$ 下

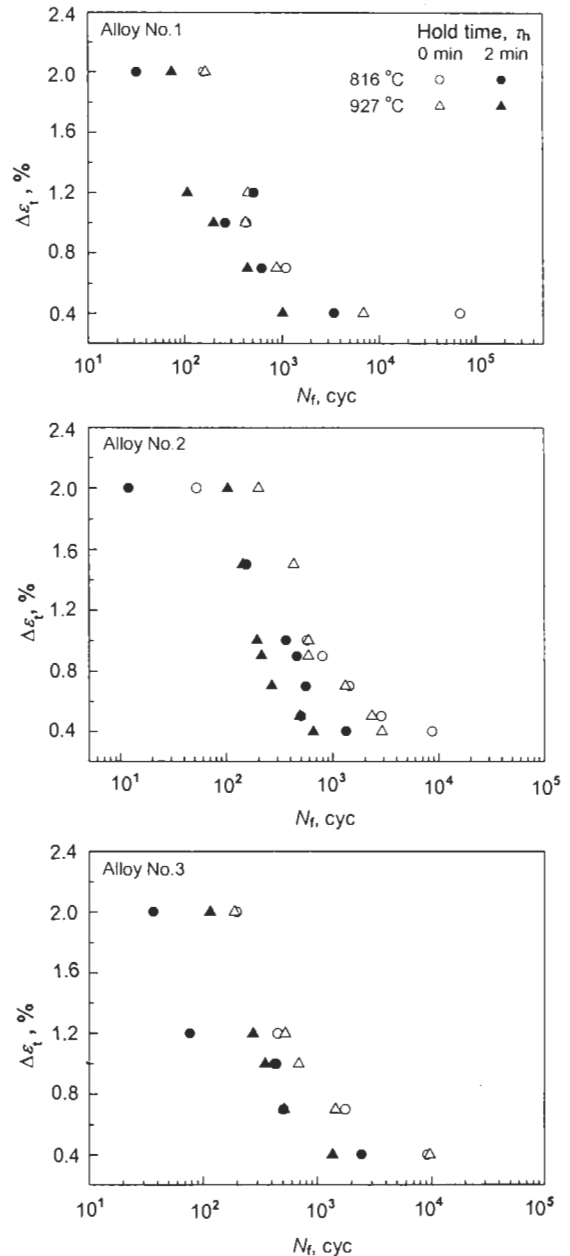


图 1 3 种高温合金在不同实验条件下的总应变范围与应变疲劳寿命间的关系

Fig.1 Relationships between the total strain range ($\Delta\epsilon_t$) and fatigue life (N_f) under various conditions for the alloys No.1 (Co-based HAYNES 188), No.2 (Ni-based, HAYNES 230) and No.3 (Ni-based, HASTELLOY X)

的保持时间 τ_h 与应变疲劳寿命 N_f 的关系曲线. 从图可见, 当应变保持时间由 2 min 延至 60 min 时, 3 种合金的应变疲劳寿命均呈现出明显减少的趋势. 在 816 和 927 °C 以及不同应变保持时间下, 合金 3 通常显示出最长的疲劳寿命, 其次为合金 2, 而合金 1 则表现出相对差的蠕变 - 疲劳抗力.

对于在最大应变处引入保持时间的总应变控制的低周疲劳, 在应变保持期间通常将发生应力松弛. 图 3 给出了 3 种高温合金在不同温度以及 $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ 的总应变范围下进行长时间保持时的应力 - 时间 ($\sigma - \tau_h$) 曲线. 由图可见, 在应变保持初期, 应力急剧下降; 但随着保持时间的延长, 应力下降逐渐趋于平缓. 合金 1 和合金 2 的应力松弛行为在两个实验温度下极为相似, 而合金 3 在应变保持初期的应力下降更加迅速. 数据拟合结果表明, 3 种合金在应变保持期间所发生的应力松弛行为可用如下多项式描述:

$$\sigma = A_0 + A_1 \lg \tau_h + A_2 (\lg \tau_h)^2 + \dots + A_n (\lg \tau_h)^n \quad (1)$$

式中, τ_h 为保持时间, min; σ 为应变保持期间 τ_h 时刻的应力, MPa; A_0, A_1, \dots, A_n 均为与温度相关的材料常数. 通过多项式拟合, 确定的 3 种合金在不同温度下材

料常数的具体数值见表 1.

实际上, 在高温低周疲劳加载条件下, 合金的应变疲劳寿命随温度和保持时间的变化规律一般常根据蠕变和氧化这两个时间相关的损伤机制来解释. 氧化损伤可促进疲劳裂纹的萌生并有助于裂纹的扩展过程, 因此可导致合金疲劳寿命的降低. 尽管在纯疲劳加载条件下温度对 3 种高温合金疲劳寿命的不利影响很小 (特别是在高应变范围下), 然而在引入应变保持时间后, 由于合金在高温下滞留的时间更长, 故氧化损伤的作用将变得更加显著, 因此可以预期合金的疲劳寿命将由于保持时间的引入而大大

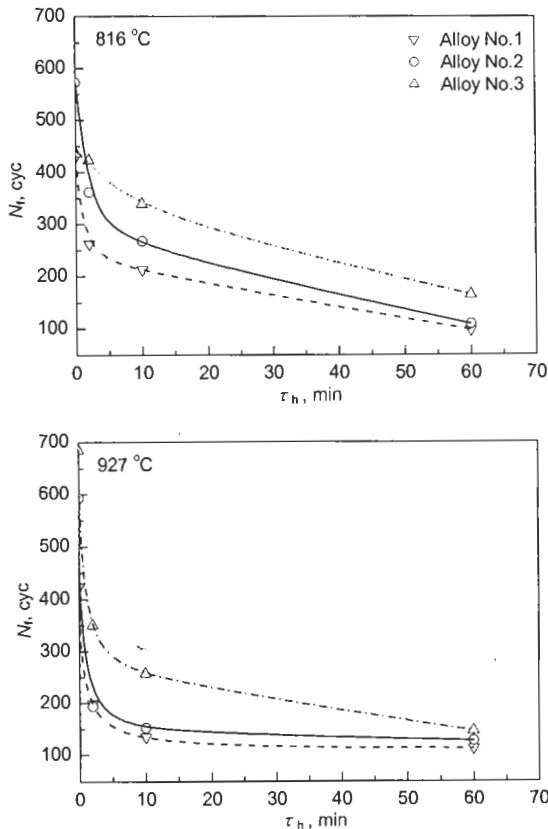


图 2 不同保持时间和温度下的应变疲劳寿命

Fig.2 Effects of hold time (τ_h) on the fatigue life (N_f) of the three alloys at 816 °C and 927 °C ($\Delta\epsilon_t=1.0\%$)

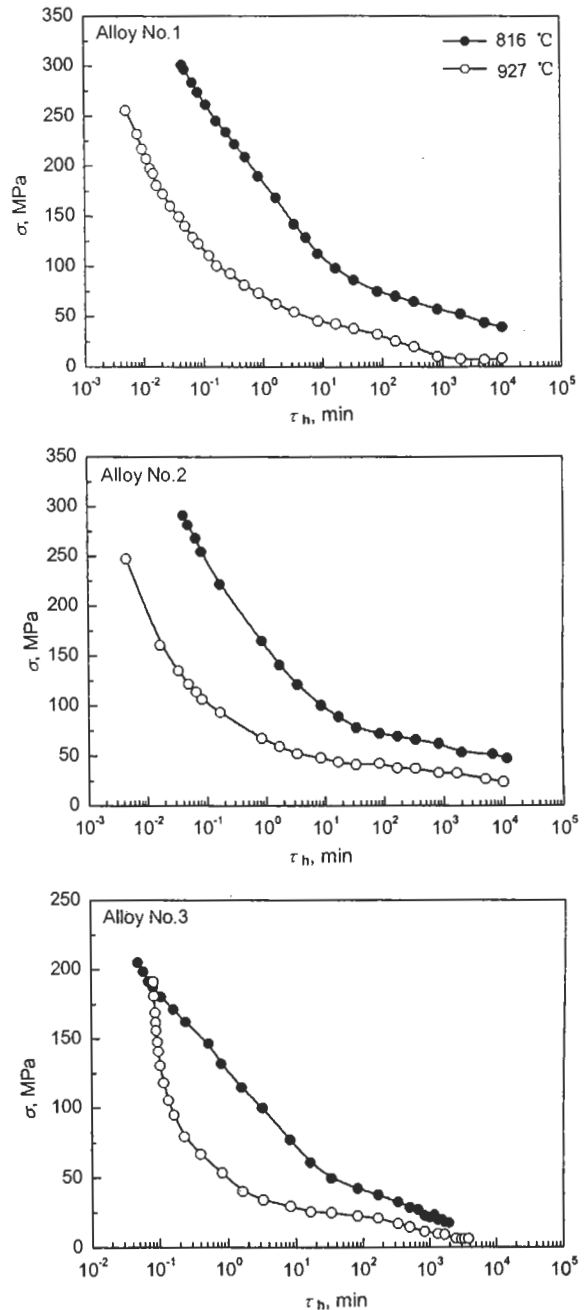


图 3 3 种合金在不同温度下的应力松弛曲线

Fig.3 Stress relaxation curves of the three alloys during strain hold ($\Delta\epsilon_t=1.0\%$)

表 1 式 (1) 中 3 种合金相应的材料常数
Table 1 Material constants in Eq.(1) for three superalloys tested

Alloy No.	Temperature °C	Constant							
		A_0	A_1	A_2	A_3	A_4	A_5	A_6	A_7
1 (HAYNES 188)	816	182.0	-83.6	10.5	3.6	-0.82	-	-	-
	927	69.2	-28.2	11.4	-5.2	0.80	-	-	-
2 (HAYNES 230)	816	161.5	-78.5	20.0	-1.1	-0.18	-	-	-
	927	67.7	-27.7	11.8	-2.6	0.18	-	-	-
3 (HASTELLOY X)	816	132.4	-57.2	-11.2	6.5	6.30	-3.6	0.48	-
	927	49.4	-33.6	12.8	-9.3	18.30	-12.8	3.50	0.34

降低. 另一方面, 应变保持期间发生的应力松弛将使得一部分弹性应变转化为蠕变应变并增加裂纹尖端的累积应变, 这将会诱发沿晶裂纹生长, 加速疲劳裂纹的扩展, 最终导致疲劳寿命降低. 综上所述, 氧化和蠕变损伤的综合作用应该是导致蠕变 - 疲劳加载条件下 3 种合金的疲劳寿命显著降低的根本原因.

3 蠕变 - 疲劳寿命预测

3.1 理论模型

Ostergren^[12] 和 Halford^[13] 曾经提出非弹性应变能是表征循环变形引起的材料内部损伤的一个物理量且可被作为损伤函数预测材料的疲劳寿命. 每循环周次的非弹性应变能可定义为循环变形期间单位体积的材料所吸收的机械能, 并可由应力 - 应变滞后回线的面积量度. 人们已经认识到, 使一个光滑试样失效所需要的循环周次的绝大部分是在微裂纹增长至临界尺寸中耗掉的. 事实上, 只有在每周次循环的拉伸部分的塑性变形才能使裂纹张开, 从而产生疲劳损伤, 促使裂纹扩展, 而每循环周次的压缩部分则使得裂纹闭合, 不会造成局部疲劳损伤. 这就是说, 促使裂纹扩展的变形才是疲劳损伤的直接量度, 因此用非弹性拉伸应变能量度疲劳损伤应该是更为合理的. 每循环周次对应的非弹性拉伸应变能 ΔU_{in} (亦即拉伸半滞后回线面积, 单位为 MJ/m^3), 可通过下式估算:

$$\Delta U_{in} = \alpha \cdot \sigma_T \cdot \Delta \varepsilon_{in} \quad (2)$$

式中, α 为形状系数; σ_T 为最大拉伸应力, MPa ; $\Delta \varepsilon_{in}$ 为非弹性应变分量, m/m . 文献 [14, 15] 对 HAYNES 188 (本文合金 1) 和 HASTELLOY X (本文合金 3) 进行的研究表明, 若引用 Halford^[13] 提出的形状系数 $(1 - n')/(1 + n')$ 作为式 (2) 中的 α , 非弹性拉伸应变能的估算值和实测值非常接近. 因此, 本工作采用下式估算合金 1 和合金 3 的 ΔU_{in} 值:

$$\Delta U_{in} = \frac{(1 - n')}{(1 + n')} \cdot \sigma_T \cdot \Delta \varepsilon_{in} \quad (3)$$

式中, n' 为循环应变硬化指数, 可由纯低周疲劳实验获得的循环应力 - 应变曲线确定. 对于合金 2, 若用式 (3) 估算其非弹性拉伸应变能, 则估算值偏低. 为此, 本工作采用 Mathew 等^[16] 提出的形状系数 α 估算合金 2 的非弹性拉伸应变能, 则式 (2) 可改写为

$$\Delta U_{in} = \frac{1}{(1 + n')} \cdot \sigma_T \cdot \Delta \varepsilon_{in} \quad (4)$$

由式 (4) 获得的合金 2 的 ΔU_{in} 的估算值与实测值基本一致. 基于目前获得的应变疲劳寿命数据和由式 (3, 4) 估算的 ΔU_{in} 数据, 绘出 3 种高温合金的 $\Delta U_{in} - N_f$ 之间的双对数关系曲线, 如图 4 所示. 从图可见, 合金 1 和合金 3 在两个实验温度以及合金 2 在 927 °C 的纯低周疲劳 (无拉伸应变保持) 实验数据点均分别落在一条直线上, 但对于合金 2 在 816 °C 下进行的纯低周疲劳实验, ΔU_{in} 与 N_f 之间的关系则呈现双线性行为. 这种行为应与高应变范围时 $M_{23}C_6$ 型碳化物在循环变形诱发的位错上的析出现象有关^[17]. 上述事实表明, 对于 3 种合金的无应变保持时间的低周疲劳实验, ΔU_{in} 与 N_f 之间的关系可采用类似于 Coffin-Manson 公式的指数定律来表达, 即

$$\Delta U_{in} \cdot (N_f)^\beta = C_1 \quad (5)$$

式中, N_f 为合金循环至破坏的周次, cyc ; β 和 C_1 为材料常数. 通过线性拟合, 分别求得 3 种合金的材料常数 (见表 2).

另一方面, 对于在 $\Delta \varepsilon_t = 1.0\%$ 的总应变范围内进行的拉伸应变保持时间分别为 2, 10 和 60 min 的实验, 如果将由式 (3, 4) 估算出的 ΔU_{in} 作为 N_f 的函数直接标示于图 4 中, 显然 3 种合金在纯疲劳及蠕变 - 疲劳加载条件下的 ΔU_{in} 与 N_f 之间的关系不能用同一线性关系来描述. 究其原因, 应该是式 (5) 中未计入氧化这一时间相关的损伤对疲劳寿命 N_f 的影响所致. 为此, 在式 (5) 中引入频率修正项以计入氧化的影响. 这样, 在频率修正的非弹性拉伸应变能 ΔU_{in} 与疲劳寿命 N_f 之间的关系可表

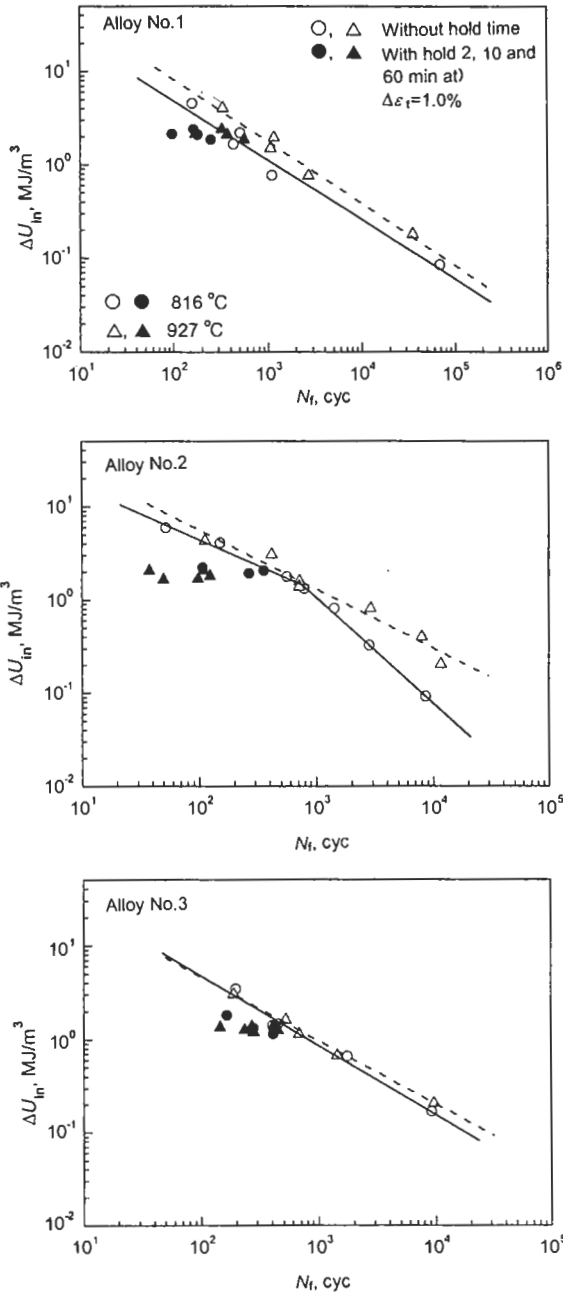


图 4 3 种合金的非弹性拉伸应变能与应变疲劳寿命间的关系
 Fig.4 Relationships between tensile hysteresis energy (ΔU_{in}) and strain fatigue life (N_f) for the three alloys under different conditions

达为

$$\Delta U_{in} \cdot (N_f \cdot \nu^{k-1})^\beta = C_2 \quad (6)$$

式中, k 和 C_2 为材料常数; ν 为循环频率, Hz. 且定义 ν 为

$$\nu = \frac{1}{\tau_c + \tau_h} \quad (7)$$

式中, τ_c 为纯疲劳实验的每周次循环时间, s; τ_h 为每一循环周次所引入的保持时间, s. 需要特别指出的是, 由于纯疲劳循环所使用的频率为 1 Hz, 因此式 (5, 6) 中的常数项 C_1 和 C_2 应具有相同的数值. 当以双对数形式

表 2 式 (5, 6) 中 3 种合金相应的材料常数
 Table 2 Material constants in Eqs.(5, 6) for the three superalloys tested

Alloy No.	Temperature °C	Constant			$\Delta \epsilon_t$ %
		β	$C_1 (= C_2)$	k	
1	816	0.641	95.3	0.871	-
	927	0.834	265.7	0.824	-
2	816	0.555	58.5	0.912	>0.9
		1.146	3008.7	0.808	≤0.9
3	927	1.110	1909.5	0.808	-
	816	0.739	144.6	0.916	-
	927	0.689	109.7	0.858	-

再次表示出 3 种合金的频率修正的非弹性拉伸应变能与疲劳寿命之间的关系曲线时, 可以看到所有的数据点 (包括有、无应变保持时间的低周疲劳实验) 均落在同一条直线上或其附近, 如图 5 所示. 这表明以频率修正的非弹性拉伸应变能作为损伤函数, 能够相当好地表征纯疲劳以及蠕变-疲劳加载条件下的应变疲劳寿命行为.

基于在总应变 $\Delta \epsilon_t = 1.0\%$ 的相同范围内分别引入 2, 10 和 60 min 保持时间的低周疲劳实验得到的数据, 可以确定式 (6) 中对应于各种高温合金的 k 值 (亦见表 2). 需要强调指出的是, 在上述条件下的低周疲劳实验被作为基准实验来确定式 (6) 中的相应材料常数, 然后再利用式 (6) 预测 3 种高温合金在不同外加总应变范围以及具有 2 min 应变保持时间时的应变疲劳寿命.

3.2 应变疲劳寿命预测

本工作将基于不同总应变范围下进行的纯低周疲劳以及总应变 $\Delta \epsilon_t = 1.0\%$ 的范围内进行的具有无限长保持时间的应力松弛实验数据进行 3 种高温合金的应变疲劳寿命预测.

实际上, 引入拉伸应变保持时间的低周疲劳实验中, 非弹性应变范围 $\Delta \epsilon_{in}$ 是由塑性应变范围分量 $\Delta \epsilon_{pp}$ (m/m) 和蠕变应变范围分量 $\Delta \epsilon_{cp}$ (m/m) 构成的, 即

$$\Delta \epsilon_{in} = \Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp} \quad (8)$$

根据式 (1) 可以估算在不同应变范围下的应变保持结束时相应的应力值, 而在应变保持开始时的应力值则可用相同应变范围下进行的纯低周疲劳实验中的最大拉伸应力近似地表示, 由此可估算出在一定的应变保持时间内松弛的拉伸应力 $\Delta \sigma_r$ (MPa). 如前所述, 一部分弹性应变在保持期间由于应力松弛将转变为蠕变应变. 相应的蠕变应变范围分量 $\Delta \epsilon_{cp}$ 可以由下式求得:

$$\Delta \epsilon_{cp} = \Delta \sigma_r / E \quad (9)$$

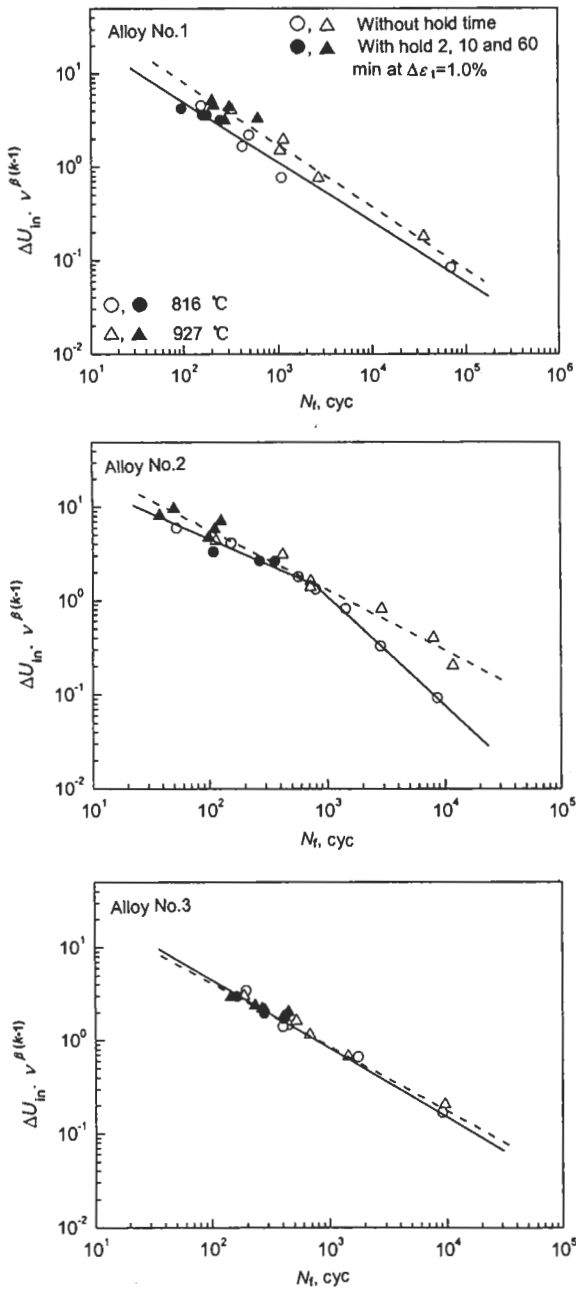


图 5 3 种合金的频率修正的非弹性拉伸应变能与应变疲劳寿命的关系

Fig.5 Relationships between frequency-modified tensile hysteresis energy (ΔU_{in}) and strain fatigue life (N_f) for the three alloys

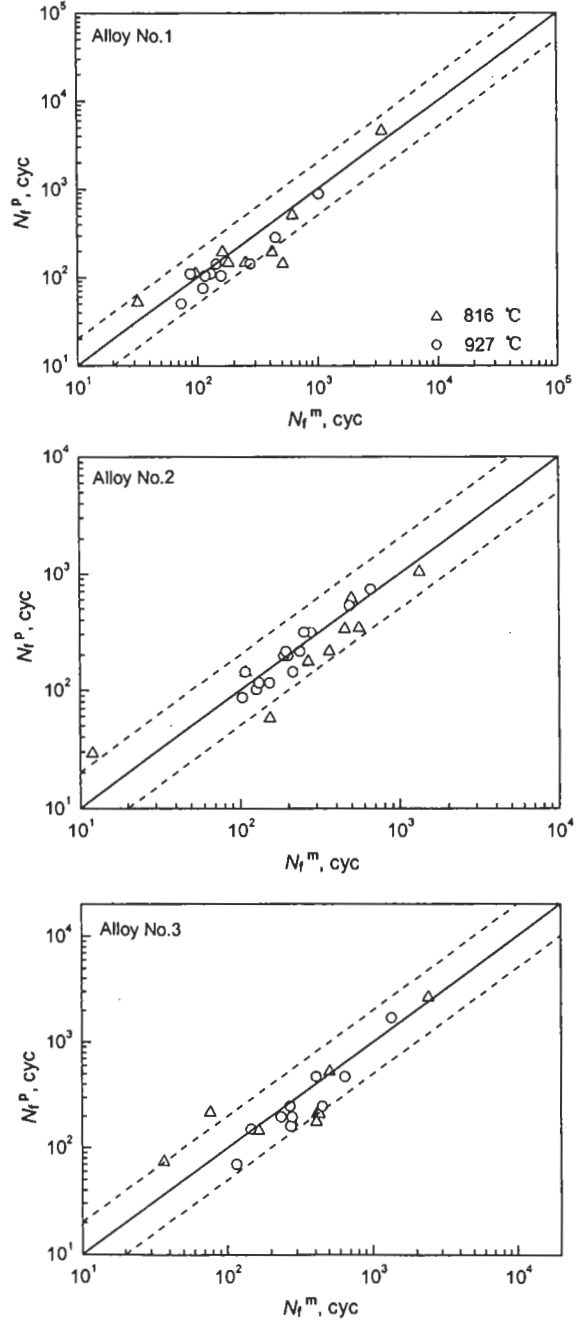


图 6 3 种合金在蠕变 - 疲劳加载条件下的实测寿命与预测寿命

Fig.6 Predicted fatigue lives (N_f^P) as a function of the measured fatigue lives (N_f^M) for the three ($\Delta\epsilon_t$: 0.4%—2.0%; τ_h : 2—60 min)

式中, E 为 Young's 模量, MPa. 此外, 塑性应变范围分量 $\Delta\epsilon_{pp}$ 以及最大拉伸应力 σ_T 均可从纯低周疲劳实验中获得. 据此估算出引入不同保持时间的低周疲劳实验中每循环周次的非弹性拉伸应变能, 然后即可应用式 (6) 进行应变疲劳寿命预测. 图 6 所示为 3 种高温合金的预测寿命 N_f^P 与实测寿命 N_f^M 的关系曲线 (其涵盖了在 816, 927 °C 和 0.4%—2.0% 的外加总应变范围以及 2—60 min 的应变保持时间进行的所有应变保持疲劳实验). 从图可见,

绝大部分数据点均落在了 2 倍线以内, 说明以频率修正的非弹性拉伸应变能作为损伤函数能够很好地预测 3 种高温合金的应变疲劳寿命.

3.3 寿命预测能力的定量评定

一个模型的寿命预测能力通常可以通过其对实验数据的相关能力进行评定, 而实验数据的相关能力则用标准差来确定 [18]. 标准差显示的是数据组在平均值附近的程度. 标准差越小, 表示模型的寿命预测能力越好. 标准差

s 通常定义如下:

$$s = \left[\frac{\sum_{i=1}^n (\lg N_f^p - \lg N_f^m)^2}{(n-1)} \right]^{1/2} \quad (10)$$

式中, N_f^p 代表预测寿命, cyc; N_f^m 代表实测寿命, cyc; n 为数据点数. 采用频率修正的非弹性拉伸应变能方法对 3 种高温合金在不同温度和保持时间下的应变疲劳寿命进行预测时的标准差如表 3 所示. 从表可见, 以频率修正的非弹性拉伸应变能作为损伤函数的寿命预测方法对合金 2 蠕变-疲劳加载条件下的应变疲劳寿命的预测能力好于其它两种合金. 此外, 对于 3 种高温合金而言, 其在较高温度下表现出了更好的寿命预测能力.

表 3 式 (6) 寿命预测模型对 3 种合金在拉伸应变保持条件下的应变疲劳寿命预测的标准差

Table 3 Standard deviations (Eq.(10)) of the prediction from the model Eq.(6) on creep-fatigue lives of the three superalloys

Alloy No.	Temperature, °C	
	816	927
1	0.265	0.163
2	0.253	0.087
3	0.285	0.161

4 结论

(1) 拉伸应变保持时间的引入可导致 3 种高温合金的应变疲劳寿命显著降低, 而且疲劳寿命的降低幅度随着保持时间的延长和温度的提高而增大.

(2) 在 1.0% 的总应变范围引入不同拉伸保持时间的蠕变-疲劳加载条件下, HASTELLOY X 合金表现出最好的蠕变-疲劳抗力, 其次为 HAYNES 230 合金, 而 HAYNES 188 合金的蠕变-疲劳抗力相对最差.

(3) 在应变保持期间将发生应力松弛. 应变保持初始阶段, 应力急剧下降, 之后随保持时间延长而趋于平缓.

(4) 以频率修正的非弹性拉伸应变能作为损伤函数能够很好地预测 3 种高温合金在不同温度、外加应变范围以及保持时间下的应变疲劳寿命.

参考文献

- [1] Lord D C, Coffin L F Jr. *Metall Trans*, 1973; 4: 1647
- [2] Merrick H F. *Metall Trans*, 1974; 5: 891
- [3] H. Tsuji H, Kondo T. *J Nucl Mater*, 1987; 190: 259
- [4] Rao K B S, Schiffers H, Schuster H, Nickel H. *Metall Trans*, 1988; 19A: 359
- [5] Rao K B S, Schiffers H, Schuster H, Halford G R. *Metall Mater Trans*, 1996; 27A: 255
- [6] Möndel A, Lang K H, Löhe D, Macherauch E. *Mater Sci Eng*, 1997; A234-236: 715
- [7] Wang Z G, Chen L J, Tian J F, Yao G. *Met Mater*, 1990; 5: 597
- [8] *ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Case N47-14*. New York: American Society of Mechanical Engineers, 1978: 105
- [9] Manson S S, Halford G R, Hirschberg M H. In: Zamrik S Y, ed., *Symp on Design for Elevated Temperature Environment*. New York: American Society of Mechanical Engineers, 1971: 12
- [10] He J R, Duan Z X, Ning Y L, Zhao D. *Acta Metall Sin*, 1985; 21: A54
(何晋瑞, 段作祥, 宁有连, 赵迪. 金属学报, 1985; 21: A54)
- [11] Coffin L F Jr. In: Curran R W, ed., *Symposium on Creep-Fatigue Interaction*. New York: American Society of Mechanical Engineers, 1976: 349
- [12] Ostergren W J. *J Test Eval*, 1976; 4: 327
- [13] Halford G R. *J Mater*, 1996; 1: 3
- [14] Chen L J, Liaw P K, He Y H, Benson M L, Blust J W, Browning P F, Seeley R R, Klarstrom D L. In: Liaw P K, ed., *Proc Symp on Fatigue and Fracture Behavior of High Temperature Materials*, Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2000: 85
- [15] Chen L J, Liaw P K, McDaniels R L, Blust J W, Browning P F, Seeley R R, Klarstrom D L. *The International Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exhibition*. 2001-GT-422, New York: The American Society of Mechanical Engineers, 2001
- [16] Mathew M D, Singh V, Chen W, Wahi R P. *Acta Metall Mater*, 1991; 39: 1507
- [17] Klarstrom D L, Lai G Y. In: Duhl D N, Maurer G, Anzlovich S, Lund C, Reichman S, eds., *Superalloys 1988*, Warrendale: The Metallurgical Society, 1988: 585
- [18] Berstein H L. *Air Force Materials Laboratory Technical Report, AFML TR-79-4075*, Dayton, USA, 1979