

文章编号:1000-0887(2000)04-0373-09

一种镍基单晶超合金高温低周疲劳 的晶体取向相关性模型*

岳珠峰¹, 陶仙德², 尹泽勇², 李海燕¹

(1. 西北工业大学 工程力学系, 西安 710072; 2. 航空工业总公司 608 研究所, 株洲 412001)

(王彪推荐)

摘要: 在 950℃对[0 0 1]、[0 1 2]、 $[\bar{1} 1 2]$ 、[0 1 1]和 $[\bar{1} 1 4]$ 晶体取向的镍基单晶超合金 DD3 试样进行了对称循环低周疲劳(LCF)试验. 应变率取 1.0×10^{-2} , 1.33×10^{-3} , $0.33 \times 10^{-3} s^{-1}$. 试验结果表明, LCF 特性显著地取决于晶体取向和应变率. 试样断口细观分析表明, 除了[0 0 1]取向试样外, 其余所有试样断口上均有明显的等间距疲劳纹. 这些疲劳纹由微裂纹组成, 其间距取决于试样的晶体取向和总应变范围. 基于晶体滑移理论, 建立了疲劳纹间距和总分切应变范围及取向和应变率函数的一个简单关系. 对 Lall-Chin-Pope(LCP)模型进行修正并推广应用于循环塑性和疲劳寿命研究, 提出了一个晶体取向和应变率参数, 该参数可以很好地描述镍基单晶超合金高温低周疲劳循环塑性和疲劳寿命的晶体取向和应变率相关性.

关键词: 镍基单晶超合金; 低周疲劳; 晶体取向; 应变率; 循环塑性; 寿命; 晶体塑性理论

中图分类号: TG113 文献标识码: A

引言

镍基单晶超合金因其卓越的高温性能, 广泛用于先进热端构件, 其力学性能的显著特点为晶体取向相关性. 例如对单调载荷下存在拉/压性能不对称性以及晶体取向相关性(概括称反 Schmid 效应)^[1]. 迄今在这方面已做了相当多的工作, 其中最著名之一为 Lall、Chin 和 Pope 提出的关于 LI2 金属间化合物的屈服规律的反 Schmid 效应的 LCP 模型^[2,3]. 经验证, 该模型也可以用于预测镍基单晶超合金的屈服规律^[4,5], Milligan 和 Antolovich 进一步提出了关于应变率对 PWA1480 合金[0 0 1]晶体取向屈服规律影响的模型^[6].

疲劳是一个重要力学性能参数. 对于高周疲劳(HCF), 由于变形局限于弹性范围, 其晶体取向相关性可以由弹性模量的晶体取向相关性来描述^[7,8,9]; 而低周疲劳(LCF), 则不仅仅要考虑弹性模量的晶体取向相关性, 而且还要分析塑性变形的晶体取向相关性, 这方面国内外都涉及得较少.

* 收稿日期: 1997-10-20; 修订日期: 1999-03-20

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(59501009); 航空科学基础研究基金资助项目; 西安交通大学力学开放实验室开放基金资助项目

作者简介: 岳珠峰(1965~), 男, 江苏丹阳人, 教授, 博士.

1 材料和实验

材料为国产 DD3 镍基单晶超合金,其主要化学成份如表 1 所示,晶体取向选择为 $[001]$ 、 $[012]$ 、 $[\bar{1}12]$ 、 $[011]$ 和 $[\bar{1}14]$ 5种,其偏离角控制在 5° 之内。采用标准试样型式和尺寸,试验温度为 950°C ,试验机为岛津 ED-100kN-20L。微机控制并产生三角型变形波,温度由热电偶控制,变形由轴向位移计控制,载荷由下加载头力传感计读出。对称循环试验,即 $R = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max} = -1$ 。微机记录载荷-时间和位移-时间曲线,并根据需要由 X-Y 记录仪绘出。

表 1

DD3 的主要化学成份

%

Cr	Co	W	Al	Ti	Fe	S	C	Ni
9.0	4.5	5.0	5.5	1.7	0.3	0.001	0.005	bal.

每个试验同时准备了两件试样,以确保试验的有效性。有效性判据为断裂点应在标距中间或接近中间。

所有试样断口都进行扫描电镜观测,电镜型号为国产 KYKY-200。

2 试验结果

2.1 循环变形特性

表 2 列出了部分试验结果。图 1 给出了部分最大正应力和最小负应力随着循环次数的变化规律。对于所有试样,都存在着循环稳态阶段;在稳态阶段,应力-应变回线基本不变化,当达到大约 95% 循环次数后,最大正应力和最小负应力都急剧下降,接着发生断裂。

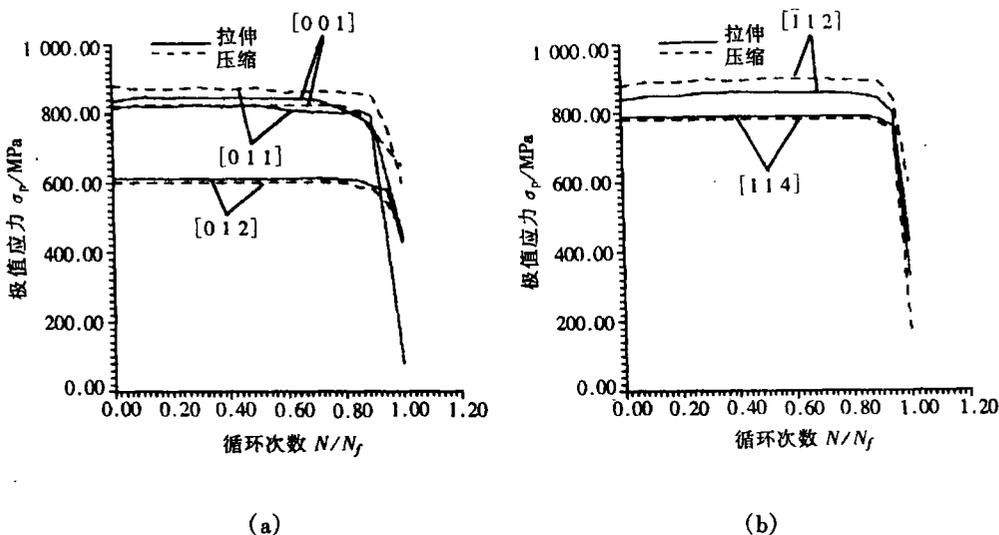


图 1 拉/压极值应力(应变范围 $\Delta\epsilon_T = 3.6\%$, 应变率 $\epsilon' = 0.01\text{s}^{-1}$)

2.2 细观检测

检测表明,除了 $[001]$ 取向试样外,其余试样断口上都发现明显的等间距疲劳纹。疲劳源位于表面或近表面的夹杂或材质疏松处。疲劳纹由微裂纹组成,其间距取决于晶体取向和

总应变范围,与应变率也有关。如图2所示,疲劳纹间距可以用一晶体取向和应变率的函数 $F(S_2, |\dot{\epsilon}|)$ 修正分切剪应变范围得到。函数 $F(S_2, |\dot{\epsilon}|)$ 将在下节中推得。同时在SEM照片上可以发现垂直于疲劳纹的亮带,这些亮带也由裂纹组成,它们可在位于疲劳纹上的一个夹杂或夹杂群处形核,沿相反两个方向扩展,并在几个疲劳纹间距处消失;它们与疲劳纹相接,局部影响疲劳纹,起加速试样断裂的作用。

尽管在[001]取向试样断口上没有发现疲劳纹,但滑移痕还是很明显的,断口上有大量的近似平行的裂纹,这些裂纹也在夹杂处形成。在[001]取向试样断口没有发现疲劳纹的原因,除了可能与本试验加载状态有关外,还可能与[001]取向同时有8个滑移系开动有关,这比其它所有的试样都多。

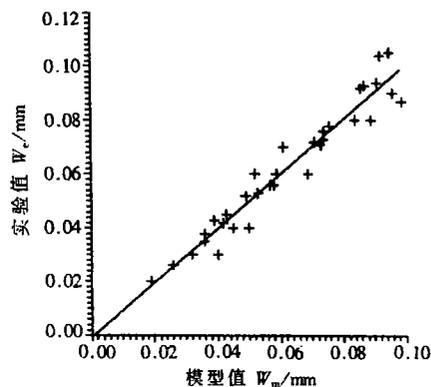


图2 疲劳滑移痕宽度:实验值与模型值比较

图2 疲劳滑移痕宽度:实验值与模型值比较
可能与本试验加载状态有关外,还可能与[001]取向同时有8个滑移系开动有关,这比其它所有的试样都多。

表2

部分试验结果

试样号	取向 $l h k$	总应变范围 $\Delta\epsilon_T/\%$	应变率 $\dot{\epsilon} \times 10^{-3}/s^{-1}$	弹性模量 E/GPa	拉/压临界 分切应力 τ_c/MPa	拉/压最大临 界分切应力 τ_{max}/MPa	寿命 N_f	疲劳纹 间距 $W/\mu m$
001-1	001	3.6	10.0	81	247/240	855/824	87	—
001-2	001	3.6	1.33	82	249/237	816/788	79	—
001-3	001	3.6	0.33	81	249/235	790/762	93	—
001-4	001	3.0	10.0	81	237/233	830/804	309	—
001-5	001	3.0	0.33	82	245/241	770/744	392	—
001-6	001	2.6	10.0	82	240/234	710/704	785	—
001-7	001	2.6	0.33	81	241/237	754/728	772	—
001-8	001	2.0	10.0	82	248/242	755/734	4 421	—
001-9	001	1.6	10.0	80	249/235	645/641	19 386	—
012-1	012	3.6	10.0	109	226/224	611/597	28	91
012-2	012	3.6	1.33	110	223/221	605/589	20	87
012-3	012	3.6	0.33	115	221/220	603/592	21	86
012-4	012	3.0	10.0	108	231/229	585/582	71	61
012-5	012	3.0	0.33	112	224/217	592/578	60	59
012-6	012	2.6	10.0	113	225/222	521/527	158	58
012-7	012	2.6	0.33	107	217/222	503/496	142	53
012-8	012	2.0	10.0	109	223/222	560/564	749	42
012-9	012	1.6	10.0	113	222/221	510/512	3 006	36

续表 2

试样号	取向 $l h k$	总应变范围 $\Delta\epsilon_T/\%$	应变率 $\dot{\epsilon} \times 10^{-3}/s^{-1}$	弹性模量 E/GPa	拉/压临界 分切应力 τ_c/MPa	拉/压最大临 界分切应力 τ_{max}/MPa	寿命 N_f	疲劳纹 间距 $W/\mu m$
011-1	0 1 1	3.6	10.0	141	224/233	827/859	6	45
011-2	0 1 1	3.6	1.33	147	221/230	785/817	5	49
011-3	0 1 1	3.6	0.33	153	220/233	757/763	3	57
011-4	0 1 1	3.0	10.0	142	228/233	743/742	15	36
011-5	0 1 1	3.0	0.33	156	220/229	743/774	14	43
011-6	0 1 1	2.6	10.0	150	227/232	799/829	32	39
011-7	0 1 1	2.6	0.33	147	221/228	732/788	29	32
011-8	0 1 1	2.0	10.0	148	229/233	684/691	149	26
011-9	0 1 1	1.6	10.0	148	230/233	601/605	561	19
114-1	1 1 4	3.6	10.0	121	220/219	789/786	18	89
114-2	1 1 4	3.6	1.33	124	217/218	779/782	16	71
114-3	1 1 4	3.6	0.33	122	215/215	772/781	12	96
114-4	1 1 4	3.0	10.0	120	222/223	692/687	43	76
114-5	1 1 4	3.0	0.33	119	213/219	682/691	47	59
114-6	1 1 4	2.6	10.0	120	219/223	630/639	96	74
114-7	1 1 2	2.6	0.33	119	214/216	631/632	107	74
114-8	1 1 2	2.0	10.0	121	221/225	589/587	409	52
112-1	1 1 2	3.6	10.0	135	228/232	840/849	12	95
112-2	1 1 2	3.6	1.33	136	225/228	835/845	11	92
112-3	1 1 2	3.6	0.33	138	223/225	830/839	18	99
112-4	1 1 2	3.0	10.0	140	230/232	760/769	27	84
112-5	1 1 2	3.0	0.33	143	227/229	754/761	20	73
112-6	1 1 2	2.6	10.0	138	233/234	715/718	55	69
112-7	1 1 2	2.6	0.33	140	221/228	721/723	41	61
112-8	1 1 2	2.0	10.0	140	220/228	650/653	275	50
112-9	1 1 2	1.6	10.0	139	225/229	589/591	672	40

3 讨 论

3.1 晶体滑移理论

总的应变范围 $\Delta\epsilon_T$ 可以分解成弹性 $\Delta\epsilon_e$ 和塑性 $\Delta\epsilon_p$ 两部分:

$$\Delta\epsilon_T = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p, \quad (1)$$

其中弹性应变范围 $\Delta\epsilon_e$ 可用应力范围表示

$$\Delta\epsilon_e = \Delta\sigma/E_{[l,h,k]}, \quad (2)$$

式中 $E_{[l,h,k]}$ 是取向 $[l, h, k]$ 的弹性模量, 它可由 $[001]$ 取向的柔性系数 S_{11} 、 S_{12} 和 S_{44} 得到

$$E_{[l,h,k]} = [S_{11} - 2(S_{11} - S_{12} - 0.5S_{44})(l^2h^2 + h^2k^2 + k^2l^2)]^{-1}. \quad (3)$$

塑性应变范围 $\Delta\epsilon_p$ 可由开动滑移系的剪应变范围 $\Delta\gamma_T$ 得到

$$\Delta\epsilon_p = \sum_{i=1}^M \Delta\gamma_T^i V_{ij}^i, \quad (4)$$

式中 M 为开始滑移系数目, V 可由滑移系的滑移方向 b_i 和滑移面法向矢量 a_i 得到

$$V_{ij} = \frac{1}{2}(b_i a_j + b_j a_i). \quad (5)$$

滑移系的分切应力 τ 与宏观应力 σ_{ij} 的关系为

$$\tau = V_{ij} \sigma_{ji}. \quad (6)$$

通过对临界分切应力(CRSS)试验结果分析表明,所有试样开动的滑移系均为八面体滑移系. 此结论与文[10]对相同材料在相同温度单调载荷下的结论一致.

3.2 临界分切应力 CRSS

临界分切应力 CRSS 为屈服时开动滑移系的分切应力. 表 2 中给出了 CRSS 值. 与峰值强度温度以下的 CRSS^[5]相比, CRSS 的反 Schmid 效应和拉/压不对称性和晶体取向相关性已减小,但仍存在. 文[6]对 PWA1480 在 950℃ 的试验结果也表明存在一定的反 Schmid 效应. LCP 模型可以准确预测 CRSS 反 Schmid 效应,该模型表示为

$$\frac{1}{\tau_y} = b_1 + b_2 S_2 + \delta b_3 S_3, \quad (7)$$

式中 τ_y 为开动滑移系的 CRSS, S_2 为滑移系(010)[$\bar{1}01$]与(111)[$\bar{1}01$]的 Schmid 系数之比, S_3 为(111)[$1\bar{2}1$]与(111)[$\bar{1}01$]的 schmid 系数之比, b_1 、 b_2 和 b_3 为与温度相关的材料参数, δ 为指示符号,拉伸时为 +1,压缩时为 -1. 事实上, S_2 和 S_3 表示 CRSS 的反常部分,而 S_3 又表示拉/压不对称部分. 从表 2 中可以看出,不同情况下的 CRSS 相差小于 9%,因此(7)式又可以表示为

$$\tau_y = \frac{1}{b_1 + b_2 S_2 + \delta b_3 S_3} \approx \frac{b_1 - b_2 S_2 - \delta b_3 S_3}{b_1^2} = \frac{1}{b_1} - B_2' S_2 - \delta B_3' S_3, \quad (8)$$

式中 $B_2' = \frac{b_2}{b_1^2}$, $B_3' = \frac{b_3}{b_1^2}$.

采用与文[6]相同的方法,应变率效应可以用增加一项来表示

$$\begin{aligned} \tau_y &= \frac{1}{b_1} - B_2' S_2 - \delta B_3' S_3 + B_4' \ln(|\dot{\epsilon}|) = \\ &B_1(1 - B_2 S_2 - \delta B_3 S_3 + B_4 \ln(|\dot{\epsilon}|)) = B_1 f(S_2, \delta, S_3, |\dot{\epsilon}|), \end{aligned} \quad (9)$$

式中 B_4 为模型参数,又

$$B_1 = \frac{1}{b_1}, B_2 = \frac{B_2'}{B_1}, B_3 = \frac{B_3'}{B_1}.$$

此处 $f(S_2, \delta, S_3, |\dot{\epsilon}|) = 1 - B_2 S_2 - \delta B_3 S_3 + B_4 \ln(|\dot{\epsilon}|)$ 称为晶体取向和应变率参数. 进一步,屈服应力可以用 Schmid 因子 S 表示.

$$\begin{aligned} \sigma_y &= S \tau_y = S B_1(1 - B_2 S_2 - \delta B_3 S_3 + B_4 \ln(|\dot{\epsilon}|)) = \\ &S B_1 f(S_2, \delta, S_3, |\dot{\epsilon}|). \end{aligned} \quad (10)$$

图 3 给出了试验结果和模型结果的比较,此时表 2 中的所有 CRSS 值都用最小二乘法拟合得到如下参数值: $B_1 = 249.5$ MPa, $B_2 = 0.28$, $B_3 = -0.12$ 和 $B_4 = 0.029$.

这里需要指出的是, LCP 模型最初是提出用于描述 LI2 金属间化合物峰值强度温度^[2](通

常在 850℃至 950℃之间)以下的屈服应力变化规律,将其用于本文研究仍具有较高的精度。

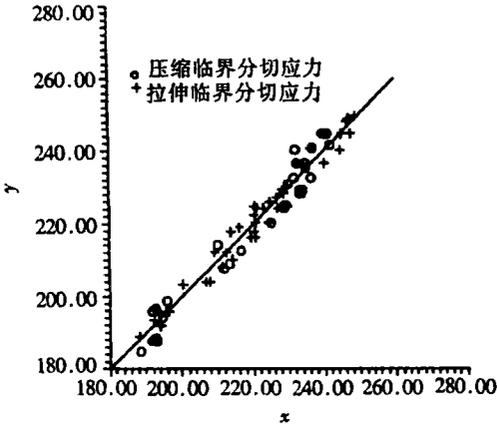


图3 临界分切应力(CRSS):实验值与模型值比较

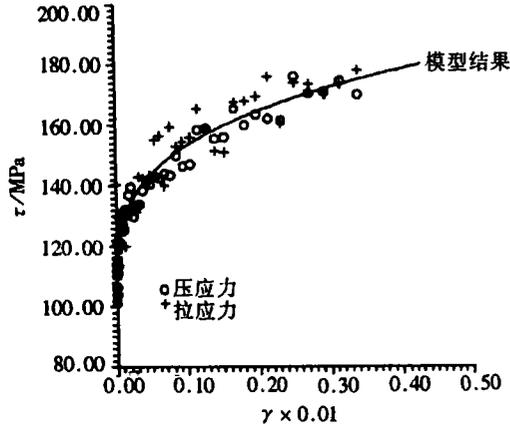


图4 循环模型响应

3.3 塑性响应

拉伸和压缩载荷下的区别由 δ 表示,而 γ 和 τ 则表示它们的数值。

假设分切应力 τ 和分切应变 γ 之间存在着指数函数关系($\tau > \tau_y$)

$$\gamma = K_0 \left[\frac{\tau - \tau_y}{\tau_y} \right]^n, \tag{11}$$

式中 n 和 K_0 为模型参数,由(9)式和(11)式可得

$$\tau = \tau_y + \tau_y \left(\frac{\gamma}{K_0} \right)^{1/n} = B_1 \left[1 + \left(\frac{\gamma}{K_0} \right)^{1/n} \right] f(S_2, \delta, S_3, |\epsilon|). \tag{12}$$

这表明,单晶体的塑性响应可以由统一形式表示。拟合试验结果,可得 $K_0 = 9.6 \times 10^{-3}$, $n = 3.6$ 。实验结果和模型结果的比较示于图4中,图中表明所有的分切应力和应变点都可以较好地落在一条曲线上。

3.4 取向和应变率修正循环塑性响应

本次试验最显著的现象为疲劳响应的晶体取向和应变率的相关性。这种相关性可以分成弹性和塑性两部分,前者可以用弹性模量的晶体取向相关性表示,后者则可以由本文提出的修正 LCP 模型得到。最大剪应力 τ_T^+ 和最小剪应力 τ_T^- 可以分别由相应的分切应变 γ_T^+ 和 γ_T^- 表示

$$\tau_T^+ = \tau_y^+ + \left[1 + \left(\frac{|\gamma_T^+|}{K_0} \right)^{1/n} \right] B_1 (1 - B_2 S_2 - B_3 S_3 + B_4 \ln(|\epsilon|)), \tag{13}$$

$$\tau_T^- = -\tau_y^- - \left[1 + \left(\frac{|\gamma_T^-|}{K_0} \right)^{1/n} \right] B_1 (1 - B_2 S_2 + B_3 S_3 + B_4 \ln(|\epsilon|)), \tag{14}$$

在 5% 误差范围内, $|\gamma_T^+| = |\gamma_T^-| = \gamma$ 可以成立,剪应力范围 $\Delta\tau_T$ 可以得到

$$\begin{aligned} \Delta\tau_T &= \tau_T^+ - \tau_T^- = 2B_1 \left[1 + \left(\frac{\gamma}{K_0} \right)^{1/n} \right] (1 - B_2 S_2 + B_4 \ln(|\epsilon|)) = \\ &= 2B_1 \left[1 + \left(\frac{\gamma}{K_0} \right)^{1/n} \right] F(S_2, |\epsilon|), \end{aligned} \tag{15}$$

式中 $F(S_2, |\epsilon|) = 1 - B_2 S_2 + B_4 \ln(|\epsilon|)$ 。

利用 Schmid 因子 S , 即 $\Delta\tau_T = S\Delta\sigma$, 可得到

$$\Delta\sigma = \frac{2B_1}{S} \left[1 + \left(\frac{\gamma}{K_0} \right)^{1/n} \right] F(S_2, |\epsilon|). \tag{16}$$

给定晶体取向并在单轴载荷下,(4)式可以简化为

$$\Delta\epsilon_p = \Delta\gamma \cdot V_1, \tag{17}$$

式中 V_1 为晶体取向相关参量,可以由(4)式得到. 应力范围和应变范围的关系如下

$$\Delta\sigma = \frac{2B_1}{S} \left[1 + \left(\frac{(\Delta\epsilon_T - \Delta\sigma/E_{[l,h,k]})/2V_1}{K_0} \right)^{1/n} \right] F(S_2, |\epsilon|), \tag{18}$$

上式计算可以采用数值方法.

式(18)表明了单晶体的循环塑性应力-应变响应的晶体取向和应变率参数 $F(S_2, |\epsilon|)$ 的表示. 图5给出与模型结果和试验结果相一致的结果.

3.5 疲劳寿命

将上述结论进一步用于研究疲劳寿命,可以得到下式

$$\Delta\gamma_T F^n / 2 = B(2N_f)^\beta, \tag{19}$$

式中 B 和 β 为模型参数. 利用式(17)、式(19)又可以写成

$$\Delta\epsilon_p F^n V_1^{-1} / 2 = B(2N_f)^\beta, \tag{20}$$

进一步

$$\Delta\epsilon_p / 2 = BF^{-n} V_1 (2N_f)^\beta. \tag{21}$$

如果处于弹性范围,疲劳寿命又可以表示弹性应变范围 $\Delta\epsilon_e$ 的函数

$$\frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{A}{E_{[l,h,k]}} (2N_f)^\alpha; \tag{22}$$

如果采用总应变范围,则可以推得一个新模型

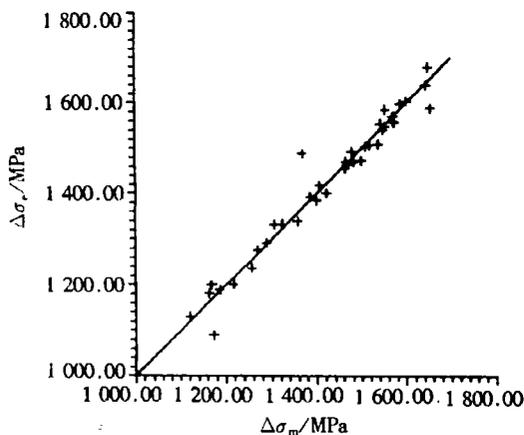


图5 模型预测应力范围与实验结果的比较

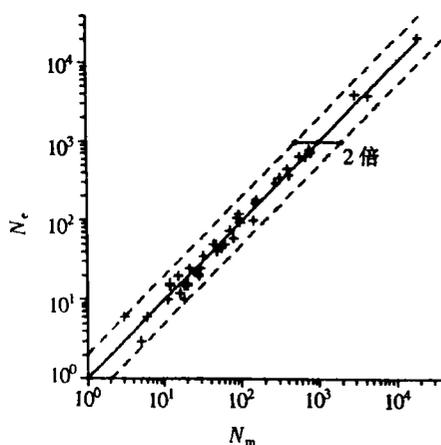


图6 模型预测寿命与实验结果的比较

$$\frac{\Delta\epsilon_T}{2} = \frac{A}{E_{[l,h,k]}} (2N_f)^\alpha + BF^{-n} V_1 (2N_f)^\beta, \tag{23}$$

此处得到模型参数 A 、 B 、 α 、 β 分别为 3 156 MPa、0.016、-0.15、-0.56. 模型预测结果和试验结果示于图6中,所有的值都位于2倍的偏差范围内.

4 结 论

1. 本文研究了不同晶体取向的镍基单晶超合金 DD3 试样在 950℃ 时不同应变率和应变范

围时的低周疲劳性能。其最显著的特征为疲劳性能的晶体取向和应变率相关性。本文提出基于弹性(弹性模量)和塑性变形的晶体取向和应变率相关性的方法,可以很好地描述这种相关性。

2. SEM分析表明,除 $[001]$ 晶体取向外,其余试样断口都有明显的等间距疲劳纹。这些疲劳纹由裂纹组成,它们之间的间距与晶体取向、应变率和应变范围相关。通过一晶体取向和应变率参数 $F(S_2, |\dot{\epsilon}|)$ 修正,此间距与剪应变范围之间存在着良好的线性关系。

3. 基于晶体滑移理论,建立了疲劳纹间距和分切应变范围及取向和应变率的一个简单关系。对Lall-Chin-Pope(LCP)模型进行修正并推广应用于循环塑性和疲劳寿命研究,提出了一个晶体取向和应变率参数,该参数可以很好地描述镍基单晶超合金高温低周疲劳性能的晶体取向和应变率相关性。

[参 考 文 献]

- [1] Jiao F, Bettge D, Osterle W, Ziebs J. Tension-Compression asymmetry of the (001) single crystal nickel-base superalloy SC16 under cyclic loading at elevated temperature[J]. *Acta Mater*, 1996, 44(10):3933 ~ 3942.
- [2] Lall C, Chin S, Pope D P. The orientation and temperature dependence of yield stress of Ni3(Al, Nb) single crystals[J]. *Metall Trans A*, 1979, 10A(6):1323 ~ 1332.
- [3] Takeuchi S, Kuramoto E. Temperature and orientation dependence of yield stress in Ni3Ga single crystals[J]. *Acta Metall*, 1973, 21(3):415 ~ 425.
- [4] Li S X, Smith D J. Temperature and orientation dependence of elastic and yield properties of single crystal nickel-base superalloys[J]. *Mat Sci Tech*, 1995, 11(7):1253 ~ 1260.
- [5] Yue Z F, Zheng C Q. The study of the tension/compression yield behavior of single crystal blade superalloys [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 1993, 14(12):A556 ~ A559.
- [6] Milligan W W, Antolovich S D. Yielding and deformation behavior of the single crystal superalloy PWA1480[J]. *Metall Trans A*, 1987, 18A(1):85 ~ 95.
- [7] Li S X, Smith D J. High temperature fatigue-creep behaviour of single crystal SRR99 nickel-base superalloy Part I-cyclic mechanical response[J]. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structure*, 1995, 18(5):617 ~ 629.
- [8] Li S X, Smith D J. High temperature fatigue-creep behaviour of single crystal SRR99 nickel-base superalloy Part II -fatigue-creep life behavior[J]. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structure*, 1995, 18(5):630 ~ 643.
- [9] Henderson M B, Martin J W. The influence of crystal orientation on the high temperature fatigue crack growth of a nickel-based single crystal superalloy[J]. *Acta Mater*, 1996, 44(1):111 ~ 128.
- [10] Yue Z F, Lu Z Z, Zheng C Q. Fracture behavior of a nickel-base single crystal superalloy as predicted by the strain energy density criterion[J]. *Theoretical and Applied Mechanics*, 1997, 26(1):89 ~ 104.

A Crystallographic Model for the Orientation Dependence of Low Cyclic Fatigue Property of a Nickel-Base Single Crystal Superalloy

Yue Zhufeng¹, Tao Xiande², Ying Zeyong², Li Haiyan¹

(1. *Department of Applied Mechanics, Northwestern*

Polytechnical University, Xi'an 710072, P R China;

2. 608 Institute, Aeronautical Department, Zhuzhou 412001, P R China)

Abstract: Fully reversed low cyclic fatigue (LCF) tests were conducted on $[001]$, $[012]$, $[\bar{1}12]$, $[011]$ and $[\bar{1}14]$ oriented single crystals of nickel-based superalloy DD3 with different cyclic strain rates at 950°C. The cyclic strain rates were chosen as 1.0×10^{-2} , 1.33×10^{-3} and $0.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The octahedral slip systems were confirmed to be activated on all the specimens. The experimental result shows that the fatigue behavior depends on the crystallographic orientation and cyclic strain rate. Except $[001]$ orientation specimens, it is found from the scanning electron microscopy (SEM) examination that there are typical fatigue striations on the fracture surfaces. These fatigue striations are made up of cracks. The width of the fatigue striations depends on the crystallographic orientation and varies with the total strain range. A simple linear relationship exists between the width and total shear strain range modified by an orientation and strain rate parameter. The nonconformity to the Schmid law of tensile/compressive flow stress and plastic behavior existed at 950°C, and an orientation and strain rate modified Lall-Chin-Pope (LCP) model was derived for the nonconformity. The influence of crystallographic orientation and cyclic strain rate on the LCF behavior can be predicted satisfactorily by the model. In terms of an orientation and strain rate modified total strain range, a model for fatigue life was proposed and used successfully to correlate the fatigue lives studied.

Key words: nickel-base single crystal superalloy; low cyclic fatigue; crystallographic orientation dependence; strain rate; cyclic plastic; creep life; crystallographic plastics