

一种单晶高温合金的泊松比的各向异性

刘金来, 孟 杰, 李金国

(中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 以一种第 3 代单晶高温合金为实验材料, 通过籽晶法制备了<001><100> (2 个指数分别为一次和二次取向)和<011><110> 2 种取向的单晶料板, 采用敲击共振法测试了从室温到 1100 °C 范围内第 1 种试样的 Young's 模量和剪切模量及第 2 种试样的剪切模量, 根据测试结果, 计算出单晶高温合金的 3 个弹性常数 C_{11} 、 C_{12} 和 C_{44} , 从而得到单晶高温合金各个取向的泊松比。绘制了泊松比的最大值及最小值的三维取向分布图, 分析了泊松比随晶体取向的变化规律。当一次取向沿着<001>和<111>时, 泊松比在面内具有各向同性。当一次取向沿着<011>时, 泊松比随着二次取向的变化而显著改变, 二次取向在以<110>为中心的约 60°的范围内泊松比为负值, 在其他角度范围内为正值, 且在<100>时具有最大值。

关键词: 单晶高温合金; 弹性常数; 各向异性; 泊松比; 晶体取向

中图分类号: TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1970-07

单晶高温合金具有优异的高温力学性能、抗氧化能力和组织稳定性, 因而是制造先进航空发动机涡轮叶片的关键高温材料, 但其力学性能表现出显著的各向异性。文献[1-3]报道了单晶高温合金在[001]、[011]和[111] 3 个主要晶向力学性能的差异, 文献[4-5]报道了样品取向偏离[001]取向一定角度对力学性能的影响, 上述研究主要集中在拉伸、持久、疲劳等有关塑性变形的力学性能方面。单晶合金弹性性能与合金的应力应变及力学性能密切相关, 如泊松比对合金横向变形受约束时的应力大小产生显著影响, Li 等发现对于具有负泊松比的材料, 受到机械应力时具有更高的能量释放率, 但受到热应力时裂尖断裂性能降低^[6]。但关于单晶高温合金泊松比的报道非常少。Sieborger 等^[7]研究了单晶高温合金 CMSX-4 合金及其组成相的弹性性能随温度的变化关系, 表明合金与组成相的 Young's 模量、剪切模量和 Poisson's 比随温度变化规律不同。目前, 人们已清楚了解了一般立方晶体的弹性性质, 纯金属或单相材料可通过第一原理等理论计算方法得到其弹性常数^[8-13], 根据弹性常数与泊松比之间的关系可以进一步计算出包括泊松比。单晶高温合金由于组元多且具有两相复合结构, 难以通过理论计算得到弹性常数, 因而定量研究其弹性性能时需要很大的工作量: 如采用实测方法获得不同取向单晶高温合金的泊松比, 需要制备多个所需取向的单晶样品,

采用引伸计法、声速法、激光云纹法等测定对应取向的泊松比^[14-15], 但这样的测定方法需要较多的样品和实验时间, 且难以获得泊松比随取向变化的完整信息。因此, 本研究通过简便的实验方法测得弹性常数, 进而根据两者之间的关系计算各取向的泊松比是一种高效可行的方法。获得单晶高温合金泊松比数据后可用于分析计算单晶叶片榫齿的接触应力及断裂过程等重要使用性能^[16-18]。

本工作以一种第 3 代单晶合金为实验材料, 通过制备 2 种特定三维取向的单晶料板, 采用一种较简便的方法测定合金的 3 个弹性常数 C_{11} 、 C_{12} 和 C_{44} (下角标代表弹性常数矩阵中元素的行序号和列序号)。在此基础上, 根据立方晶系的泊松比与弹性常数的关系式计算各取向的相应数值, 进而绘制泊松比的取向分布图, 并讨论取向和温度对泊松比的影响。

1 实验方法

1.1 单晶制备及模量测定方法

采用一种第 3 代单晶合金为实验材料, 合金的成分(质量分数, %)为: Co 12.5, Cr 4.2, Mo 1.4, W 6, Re 5.4, Al 5.75, Ta 7.2, Hf 0.15, C 0.05, B 0.004, Ni 余量。首先采用选晶法在 ZGD-15 定向凝固炉中制备出直径 16 mm、长 210 mm 的单晶棒, 棒的轴向与 [001]晶向的偏差角在 10°以内。利用 D8 Discover 型 X

收稿日期: 2022-11-29

基金项目: 国家科技重大专项(2019-VII-0019-0161); 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(P2021-A-IV-001-002); 国家自然科学基金(51971214)

作者简介: 刘金来, 男, 1973 年生, 博士, 高级工程师, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971767, E-mail: jlliu@imr.ac.cn

射线衍射仪(XRD)测定单晶棒的 Euler 角,然后将双轴旋转台转动一定角度,切取带有横向基准面的近圆柱形籽晶,采用籽晶法制备纵向和板面分别与籽晶的轴向和基准面一致的单晶料板,制备了 2 种不同取向的单晶料板,分别为<001><100>、<011><110> (第 1 个指数为料板纵向的晶向,第 2 个指数为料板侧面法向的晶向),其中第 1 种取向的料板用来测定其 Young's 模量和剪切模量,第 2 种取向的料板用来测定其剪切模量,第 2 种取向的料板还用来测定泊松比以对比验证计算结果的准确性。合金的金相组织观察是在 Axio Observer ZIm 光学显微镜(OM)上进行的。合金的热处理工艺为两级固溶加两级时效,即 1315 °C, 10 h +1320 °C, 10 h (空冷)+1150 °C, 4 h (空冷)+ 870 °C, 24 h (空冷)。将料板热处理后加工成尺寸为 80 mm×20 mm×3 mm 的弹性模量试样,按照 GB/T 22315-2008 规定的敲击共振法,在 RFDA HTVP 1750-C 测试仪上测定上述 2 种试样在 20~1100 °C 的 Young's 模量和剪切模量。加工成标距段为 30 mm×10 mm×2 mm 的板状拉伸试样,按照 HB20448-2018 规定的激光云纹法测定第 2 种取向试样的泊松比。

1.2 泊松比三维取向分布图

根据弹性常数矩阵和柔性常数矩阵的互逆关系可得式(1)和式(2),根据立方晶体的弹性性质可得式(3):

$$C_{11}S_{11}+2C_{12}S_{12}=1 \tag{1}$$

$$C_{11}S_{12}+C_{12}S_{11}+C_{12}S_{12}=0 \tag{2}$$

$$G_{<011><110>}=(C_{11}-C_{12})/2 \tag{3}$$

式中, S_{11} 和 S_{12} 为柔性常数, G 为剪切模量,式(2)和式(3)中, $S_{11}=1/E_{<001><100>}$ (其中, $E_{<001><100>}$ 为<001><100>试样的 Young's 模量),即根据测得的 $E_{<001><100>}$ 和 $G_{<011><110>}$ 可解出所需的弹性常数 C_{11} 和 C_{12} (S_{12} 也可同时解出)^[19]。而 C_{44} 可根据式(4)由测得的 $G_{<001><100>}$ 直接获得:

$$C_{44}=G_{<001><100>} \tag{4}$$

计算得到弹性常数值 C_{11} 、 C_{12} 和 C_{44} 后,根据式(5)计算出不同取向的泊松比:

$$\nu_{lm}=[(C_{11}-C_{12}-2C_{44})(C_{11}+2C_{12})(l_1^2m_1^2+l_2^2m_2^2+l_3^2m_3^2)+2C_{11}C_{44}]/[(C_{11}-C_{12})(C_{11}+2C_{12})-2C_{12}C_{44}-(C_{11}-C_{12}-2C_{44})(C_{11}+2C_{12})(l_1^4+l_2^4+l_3^4)] \tag{5}$$

式中, l_1 、 l_2 、 l_3 为一次取向的方向余弦, m_1 、 m_2 、 m_3 为二次取向的方向余弦,如图 1 所示,一次取向 l 为施加拉力的方向,二次取向 m 为测量横向应变的方向,泊松比的定义为: $\nu_{lm}=-\varepsilon_m/\varepsilon_l$ 。借助绘图软件,将 θ 和 ϕ 角分别在 $0\sim\pi$ 和 $0\sim2\pi$ 内进行网格划分(θ 和 ϕ 分别为球坐标系中的极角和方位角),计算出相应的一次取向的方向余弦,然后针对每个一次取向,

根据 χ 角计算出对应的二次取向的余弦,进而计算出该一次取向对应的各不同二次取向的泊松比,然后通过排序找出其最大值和最小值。根据计算得到的各一次取向对应的泊松比的最大值和最小值,绘制出相应的三维取向分布图。

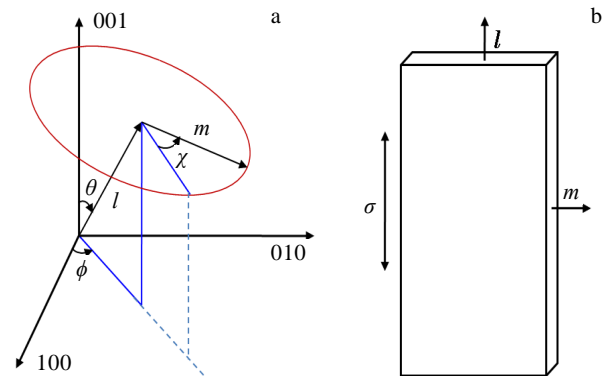
2 实验结果

2.1 试样的枝晶组织

<001><100>和<011><110>取向 2 种料板的横截面的微观组织如图 2 所示。可见, <001><100>试样的枝晶的二次臂平行于料板的外表面,表明试样的二次取向与<100>方向的偏差非常小(图 2a)。<011><110>试样的枝晶十字花样沿水平方向排列成一条直线,直线的方向为<110>取向,直线的垂直方向为<100>方向,可见料板的外表面的法向与<100>方向存在少许偏差(图 2b)。

2.2 弹性常数

表 1 给出了 2 种取向试样的 Young's 模量、剪切模量和泊松比测量值。合金的 Young's 模量和剪切模量都随着温度的升高而逐渐降低,合金取向为<011><110>时在各温度下的泊松比为负值,即合金沿着<011>取向拉伸时,在横向的<110>取向发生膨胀,与常见的正泊松比情况发生横向收缩的现象存在极大的差异,且在 800 °C 以下数值基本保持不变,800 °C 以上数值急剧减小,即 800 °C 以上横向膨胀的幅度随温度的升高而增大。



l -the unit vector along primary orientation, m -the unit vector along secondary orientation, θ -the polar angle, ϕ -the azimuth angle, χ -the angle between m and line projected from l on horizontal plane and then projected on the plane normal to l

图 1 泊松比与取向关系的示意图

Fig.1 Schematic of dependence of Poisson's ratio on orientation: (a) definition of primary and secondary orientations in crystal coordinate system and (b) the relation between orientations and specimen geometry

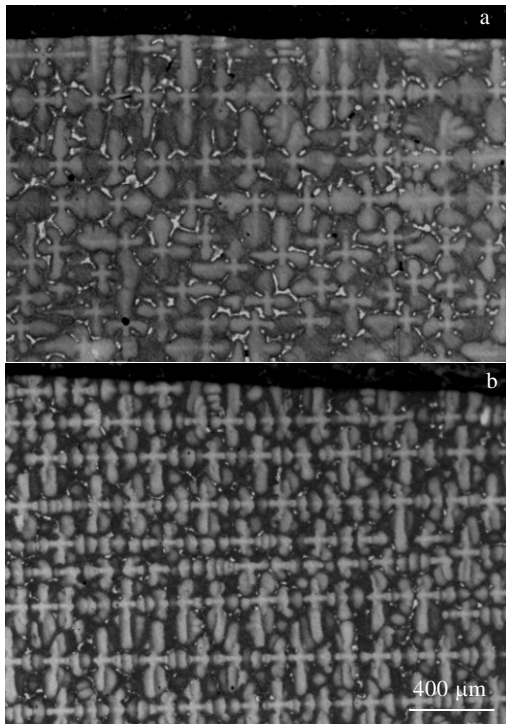


图 2 2 种取向料板的横截面 OM 照片

Fig.2 OM images of slabs with two orientations in transverse section: (a) <001><100> and (b) <011><110>

表 1 2 种取向试样的模量和泊松比测试结果

Table 1 Measured modulus and Poisson's ratio of specimens with two orientations

T/°C	<001><100>		<011><110>	<011><110>
	E/GPa	G/GPa	G/GPa	ν
20	130	130	50.8	-0.074
100	128	127	50.0	-0.110
200	124	124	48.7	-0.121
300	121	121	47.3	-0.130
400	117	118	45.9	-0.141
500	114	115	44.5	-0.113
600	111	112	43.1	-0.080
700	107	109	41.7	-0.087
800	103	105	39.9	-0.111
900	96.6	101	37.6	-0.144
1000	88.4	96.5	34.2	-0.171
1100	77.0	90.4	29.4	-0.202

Note: E-Young's modulus, G-shear modulus, ν -Poisson's ratio

根据表 1 中 2 种试样测得的模量值，按文献[19]中的方法计算出合金在不同温度下的弹性常数 C_{11} 、 C_{12} 和 C_{44} 的值，计算结果列于表 2 中。可见， C_{11} 和 C_{44} 随温度的升高单调下降。 C_{12} 也表现出下降趋势，但在低温区出现波动，个别数据随温度的升高略有增

表 2 合金的弹性常数计算结果

Table 2 Calculated stiffness constants of the used single crystal superalloy

T/°C	C_{11} /GPa	C_{12} /GPa	C_{44} /GPa
20	166.01	64.41	130
100	163.64	63.64	127
200	156.02	58.62	124
300	154.35	59.75	121
400	147.68	55.88	118
500	146.05	57.05	115
600	144.61	58.41	112
700	137.77	54.37	109
800	135.23	55.43	105
900	124.87	49.67	101
1000	116.57	48.17	96.5
1100	106.58	47.78	90.4

大， C_{12} 主要是切应力与切应变的比例系数，由于 <011><110> 试样的二次取向偏差导致测得的剪切模量存在误差，因此，计算的 C_{12} 值随温度升高出现一定的波动。

2.3 800 °C 的泊松比取向分布图

根据测得的不同温度的弹性常数值，计算出各一次取向向下随二次取向变化时的泊松比的最大值和最小值。从而绘制出泊松比随一次取向变化的三维取向分布图。以 800 °C 的情况为例，如图 3 所示，图 3a 为合金在 800 °C 的泊松比最大值的取向分布图。可见泊松比最大值的空间分布具有立方晶胞的对称性，沿 <011> 取向的矢径最大，沿 <100> 取向的矢径居中，沿 <111> 取向的矢径最小，即泊松比的最大值按 <011>→<100>→<111> 顺序降低。此外，最大值取向分布图在 <001> 周围较为平缓，换言之，当一次取向略微偏离 <001> 取向时，泊松比最大值变化较小，即对取向变化不敏感。最大值取向分布图在 <111> 取向周围变化急剧，当一次取向略微偏离 <111> 时，泊松比最大值即显著增大。<011> 取向周围，泊松比最大值随取向偏离的变化幅度居中。图 3b 为合金在 800 °C 的泊松比最小值的取向分布图。可见，<001> 取向的泊松比的最小值在各取向中最大，而 <111> 取向的泊松比的最小值在各取向中居中。<011> 取向的泊松比的最小值在各取向最小，且泊松比为负值，即沿着 <011> 一次取向拉伸时，在与一次取向垂直的该二次取向上合金发生膨胀。此外，<001> 取向周围，泊松比最小值随取向偏离的变化幅度较小，而 <011> 和 <111> 取向周围，随着取向偏离泊松比的最小值显著变化。

为了考察泊松比在某个一次取向的面内随着二次取向的变化规律，绘制了 800 °C 时 <001>、<011>、<111>

3 个取向的泊松比的面内变化曲线，如图 4 所示。可见一次取向为 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 取向时，泊松比的面内变化曲线为圆形，即泊松比不随二次取向变化，在面内为各向同性(图 4a 和 4c)，且 $\langle 001 \rangle$ 取向的泊松比(0.29)远大于 $\langle 111 \rangle$ 取向的值(0.05)，即受到拉力时 $\langle 001 \rangle$ 取向的横向收缩非常大，但 $\langle 111 \rangle$ 取向的横向收缩非常小。一次取向为 $\langle 011 \rangle$ 时，泊松比随着二次取向的变化出现剧烈的变化，二次取向为 $\langle 110 \rangle$ 时取得最小值为-0.182，二次取向为 $\langle 100 \rangle$ 时取得最大值为 0.484 (图 4b)。

为了验证计算结果的准确度，实际测试了 $\langle 011 \rangle$ $\langle 110 \rangle$ 取向在不同温度的泊松比，见表 1，计算结果和实测数据随温度变化的曲线见图 5。可见计算值与实测值均为负值，计算值在 800 °C 以下基本保持不变，在 800 °C 以上时随着温度的升高而逐渐降低，实测值在各温度下均大于计算值，实测值在 400~600 °C 之间随着温度升高而增大，其他 2 个温度区间随着温度升高而降低，实测值随着温度变化呈现出复杂的变化趋势，可能与含 Re 合金中错配度随着温度的变化有关^[20]。在 400 °C 以下，错配度接近于 0，错配度基本无影响，温度升高时晶格间距增大，所以泊松比随着温度的升高变得更负；在 400~600 °C 之间，错配度达到一定的负值，合金的主体组成相 γ 相受到错配拉应力的作用，错配拉应力增大时负泊松比产生的膨胀效果减弱，

因而泊松比虽保持负值但绝对值减小，在 600 °C 以上时，晶格间距热膨胀重新占据主导作用，而且叠加了 γ 有序度降低的影响(详见 3.2 节)，因此泊松比随温度的升高再次变得越来越负。此外 $\langle 011 \rangle$ $\langle 110 \rangle$ 取向的泊松比绝对值较小，可能导致较大的测量误差，二者共同作用致使泊松比实测值随温度变化的趋势复杂。此外实测值与计算值存在较为明显的偏差，在室温和 600 °C 时二者的偏差最大，约相差 1 倍，在 1100 °C 偏差最小约为 17%，提高测试样品的取向精度可有效减小计算误差。

2.4 泊松比随温度的变化

合金沿着 3 个主要取向的泊松比随着温度的变化趋

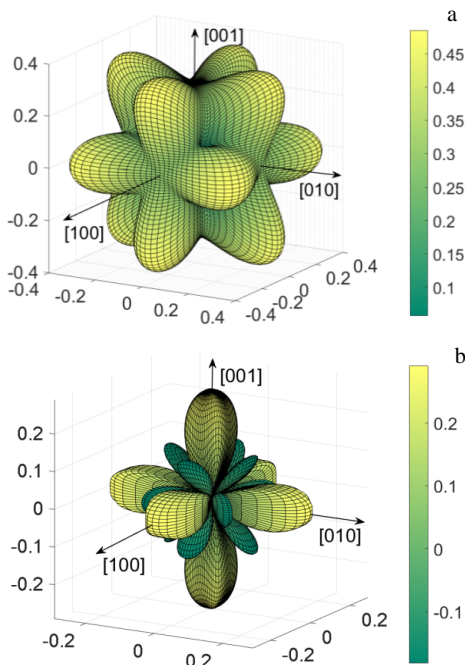


图 3 合金在 800 °C 的泊松比三维取向分布图

Fig.3 3D distribution maps of Poisson's ratio of the single crystal superalloy at 800 °C: (a) maximum of Poisson's ratio (ν_{max}) and (b) minimum of Poisson's ratio (ν_{min})

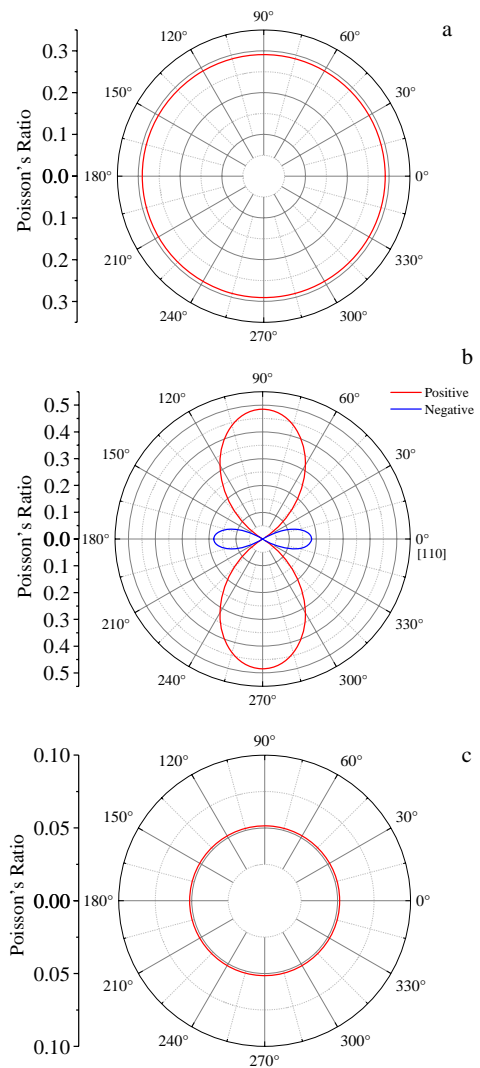


图 4 合金 800 °C 的泊松比在不同一次取向的面内变化规律

Fig.4 Variation of Poisson's ratio at 800 °C in plane with various primary orientations: (a) primary orientation along $\langle 001 \rangle$, (b) primary orientation along $\langle 011 \rangle$ and (c) primary orientation along $\langle 111 \rangle$

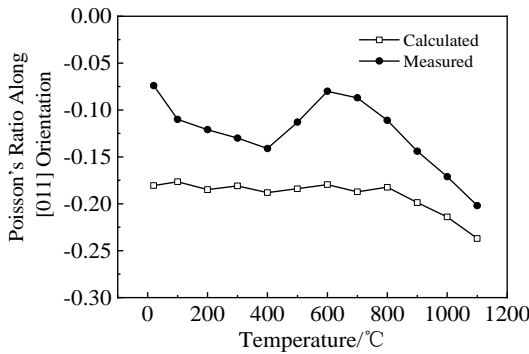


图 5 合金的<011><110>泊松比的计算值与实测值的对比
Fig.5 Comparison of Poisson's ratio in <011><110> orientation between measured and calculated values

势如图 6 所示, 可见<001>取向的泊松比在 800 °C 以下基本不变, 在 800 °C 以上略呈增大趋势, <111>取向的泊松比在室温至 1100 °C 的测试温度范围内基本保持不变, 随着温度略有起伏是由于本身数值较小且存在计算误差引起的。<011>取向的泊松比, 无论最大值和最小值在 800 °C 以下基本保持不变, 在 800 °C 以上其绝对值都随着温度升高而增大, 即随着温度升高, 在不同的二次取向上膨胀和收缩的程度都更加显著。

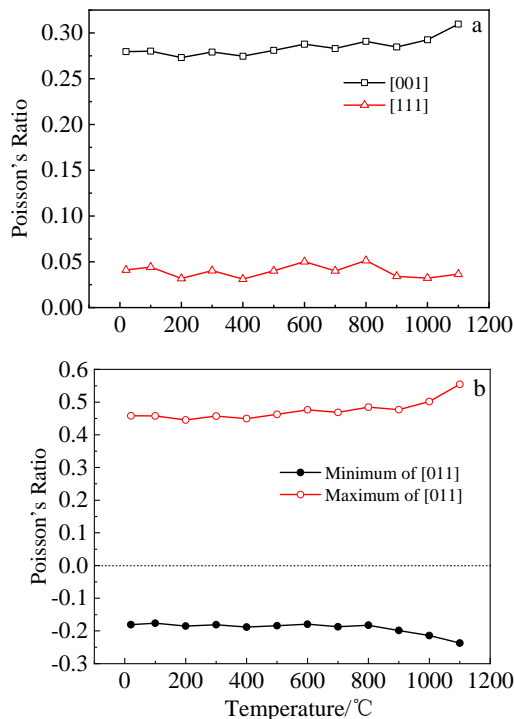


图 6 合金 3 个典型取向的泊松比随温度的变化
Fig.6 Variation of Poisson's ratio along three typical orientations with temperature: (a) primary orientation along <001> and <111>; (b) primary orientation along <011>

3 讨论

3.1 取向对泊松比的影响

泊松比沿着<001>和<111>取向时, 虽然不随二次取向的不同而变化, 即在面内为各向同性。但沿<001>取向时, 随着取向的偏离泊松比的变化比较平缓, 即对于取向偏差不敏感, 沿着<111>取向时, 随着取向的偏离泊松比的变化比较陡急, 即对于取向的变化非常敏感。<001>平面为非密排面, 横向收缩的空间较大因而泊松比数值较大, 而且<001>取向为四次对称轴, 对称性更高, 当取向偏离<001>时, 面内原子密度变化较小因而泊松比变化平缓。<111>为密排面, 面内包含 3 个密排方向, 横向收缩的空间较小因而泊松比数值非常小, 而且<111>取向为三次对称轴, 对称性降低, 当取向偏离<111>时, 面内原子密度变化较大因而泊松比变化陡急。此外, 从图 3b 的 800 °C 时泊松比最小值的空间分布可以看出, 当一次取向在{010}面内偏离<011>取向时, 泊松比的最小值的绝对值急剧减小, 例如当偏离 5°时, 计算的泊松比数值由-0.182 变为-0.159。用于实测验证的泊松比样品的一次取向在{010}面内偏离<011>取向 4.3°, 考虑角度差修正后, 计算的泊松比数值为-0.162, 而实测值-0.111, 800 °C 时计算值与实测值的相对偏差为 31%。偏差明显的原因包括两方面: 首先用于测试的试样和用于验证的试样均存在角度差, 可能导致偏差叠加而增大。其次用于验证的试样为<011><110>取向, 其泊松比的绝对值较小, 可能导致测量结果本身的相对误差较大。如果提高测试样品的取向精度并采用泊松比绝对值较大的取向用来验证, 如<011><100>取向, 可显著减小计算值和实测值的偏差。

文献[21-24]报道了几种晶体中的负泊松比现象, 例如在体心立方晶体中, 当一次方向沿<011>晶向时, 在特定的二次取向上表现出负泊松比行为。对于本研究的面心立方晶体, <011>取向的负泊松比现象也源于类似的原因。图 7 给出了沿一次取向<011>施加拉力时, 在垂直于一次取向的面内原子的位移情况。可见, 当沿着<110>取向施加拉力时, 横向沿着<110>时的原子间距为 $\sqrt{2}a/2$, 为密排方向, 相邻的原子间已无收缩的间隙, 如示意图 7 中的原子 5 和 6, 横向沿着<001>时的 2 个原子间距为 a , 因此沿着<001>时的 2 个原子的间距优先减小, 即二次取向为<001>时发生横向收缩, 泊松比为正值且为最大值, 如示意 7 图中的原子 1、2、3 和 4 沿着竖直方向即<001>晶向收缩。相反地, 横向沿<110>取向的 2 个原子(图中的 5 和 6)被沿着<001>取向靠近的原子排挤开, 因而横向沿<110>取向的原子间距变大, 即二次取向<110>时发生

横向膨胀，泊松比为负值且为最小值。

3.2 温度对泊松比的影响

同种原子随着温度升高，晶格常数变大，原子间相互作用力减小，因而受到纵向拉应力时，横向收缩空间变大，对于纯金属或成分均匀的固溶体来说，随着温度的升高，合金的泊松比增大。对于高温合金来说，由于其中含有体积分数约为70%的强化相 γ' 粒子，该强化相为 $L1_2$ 有序结构，Ni等原子占据立方晶胞的顶角位置，Al等原子占据晶胞的面心位置。温度升高后范围原子数量增多即 γ' 相有序度降低。因此对高温合金泊松比的影响因素除了温度以外，还应考虑到 γ' 有序度随着温度的变化，比如在 $\{001\}$ 晶面的Ni、Al混合原子面内，对于沿着 $\langle 110 \rangle$ 取向原子位移来说，如图7中的原子5、6。当完全有序时Ni原子与Al原子交替排列，原子之间完全形成异种原子的Ni-Al键，有序度降低以后，出现同种原子相邻的情况，即Ni-Ni键和Al-Al键的数量增加，对于在 γ' 强化相中，由于异种原子的Ni-Al键相互作用强度更大，因而形成同种原子相邻的情况后，平均原子间作用强度降低，因而泊松比的绝对值随之变大。文献[25]表明 γ' 相的有序度在900℃以上出现明显的降低，而这里的合金错配度绝对值也在900℃时出现明显的升高，表明二者之间存在密切的相关性。

3.3 泊松比对单晶叶片取向控制的意义

当单晶叶片的一次取向沿着 $[001]$ 取向且二次取向沿着 $[100]$ 取向时，榫齿接触面的法线方向非常接近于

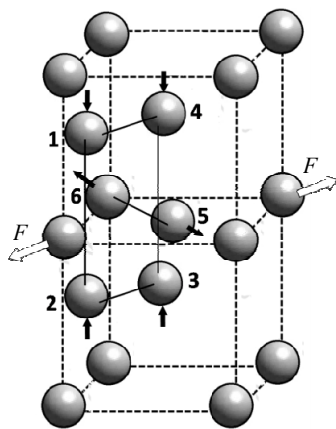


图7 沿着一次取向 $\langle 011 \rangle$ 施加拉力时与其垂直方向的原子位移情况

Fig.7 Displacement of atom in direction perpendicular to $\langle 011 \rangle$ when tension applied to it; for convenience of reading pictures (only painted crystal cell on the back left side of the fcc (1, 2), fcc (3, 4) and in the middle of the fcc (5) atomic crystal surface is drawn)

$[011]$ 晶向，如图8所示。在接触面内，2个垂直方向上分别对应泊松比的最大值和最小值，如在800℃时的数值分别为0.485和-0.182，无论榫齿受到涡轮盘或限位机构的限制时，容易产生较大的约束力^[26]。当二次取向为 $[110]$ 时，榫齿接触面法线方向接近 $[223]$ 晶向，2个垂直方向上泊松比的数值居中，如在800℃时的数值分别为0.181和-0.0187，不易产生大的约束力。因此，仅从单晶叶片榫齿所受约束应力这个因素考虑，在单晶叶片的一次取向为 $[001]$ 时，应将二次取向选为 $[011]$ 。

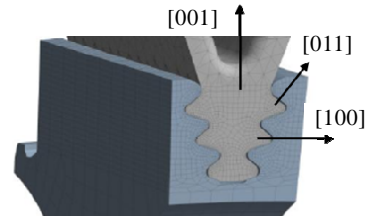


图8 单晶叶片榫齿接触面晶向示意图

Fig.8 Schematic of contact surface of tenon of single crystal superalloy blade

4 结论

1) 采用籽晶法制备了 $\langle 001 \rangle \langle 100 \rangle$ 和 $\langle 011 \rangle \langle 110 \rangle$ 2种取向的单晶料板，通过测试第1种试样的Young's模量和剪切模量及第2种试样的剪切模量，据此计算出合金的3个弹性常数 C_{11} 、 C_{12} 和 C_{44} ，进而实现仅测定杨氏模量和剪切模量即可计算获得单晶高温合金任意取向的泊松比。

2) 根据弹性常数计算的泊松比和实测的泊松比在20~1100℃的实验温度范围内总体趋势基本符合。计算的泊松比在中低温时基本不随温度的变化而变化，在900℃以上时各取向泊松比的绝对值发生较为明显的增大。

3) 合金的泊松比的最大值和最小值的空间分布具有与立方晶体相同的对称性。当一次取向沿着 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 时，泊松比在面内具有各向同性。当一次取向沿着 $\langle 011 \rangle$ 时，泊松比随着二次取向的变化而显著改变，二次取向在以 $\langle 110 \rangle$ 为中心的约60°的范围内泊松比为负值，在其他角度范围内为正值，且在 $\langle 100 \rangle$ 时具有最大值。

参考文献 References

[1] Mackay R A, Meier R D. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13(10): 1747
 [2] Sass V, Glatzel U, Feller-kniepmeier M. *Superalloys 1996*[C]. Pittsburgh, PA: TMS, 1996: 283

- [3] Wang Xiaoguang(王效光), LI Jiarong(李嘉荣), Yu Jian(喻 健) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(10): 1253
- [4] Jia Yuxian(贾玉贤), Jin Tao(金 涛), Liu Jinlai(刘金来) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2009, 45(11): 1364
- [5] Gunturi S S K, Maclachlan D W, Knowles D M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 289(1-2): 289
- [6] Li J E, Wang B L. *International Journal of Engineering Science* [J], 2020, 150(5): 103 256
- [7] Sieborger D, Knake H, Glatzel U. *Materials Science and Engineering A* [J], 2001, 298(1-2): 26
- [8] Wolf R J, Mansour K A, Lee M W *et al. Physical Review B*[J], 1992, 46(13): 8027
- [9] Cheng D Y, Wang S Q, Ye H Q. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2004, 377(9): 221
- [10] Wang S Q, Ye H Q. *Physica Status Solidi B*[J], 2003, 240(9): 45
- [11] Wen M, Barnoush A, Yokogawa K. *Computer Physics Communications*[J], 2011, 182(8): 1621
- [12] Jamal M, Asadabadi S J, Ahmad I *et al. Computational Materials Science*[J], 2014, 95(12): 592
- [13] Duan Lingjie(段灵杰), Liu Yongchang(刘永长). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020, 56(1): 112
- [14] Zhang Limin(张利民), Xi Wenfeng(席稳峰), Meng Qinyu(蒙秦渝). *Research and Exploration in Laboratory(实验室研究与探索)*[J], 2007, 26(11): 315
- [15] Li He(李 禾), Yan Chaohua(严超华), Li Renzeng(李仁增) *et al. Journal of Mechanical Strength(机械强度)*[J], 2004, 26(3): 302
- [16] Huang X, Gibson T E, Zhang M. *Tribology International*[J], 2009, 42(6): 875
- [17] Shah R C, Kobayashi A. *International Journal of Fracture*[J], 1973, 9: 360
- [18] Flouriot S, Forest S, Cailletaud G *et al. International Journal of Fracture*[J], 2003, 124(11): 43
- [19] Liu Jinlai(刘金来), Ye Lihua(叶荔华), Zhou Yizhou(周亦胄)*et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020, 56(6): 855
- [20] Pyczak F, Devrient B, Mughrabi H. *Superalloys 2004*[C]. Pittsburgh: TMS, 2004: 827
- [21] Baughman R H, Shacklette J M, Zakhidov A A *et al. Nature*[J], 1998, 392(3): 362
- [22] Lethbridge Z A D, Walton R I, Marmier A S H *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(19): 6444
- [23] Lakes R S. *Journal of Materials Science*[J], 1991, 26(5): 2287
- [24] Rovati M. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(2): 235
- [25] Royer A, Bastie P, Veron M. *Scripta Materialia*[J], 1999, 40(3): 955
- [26] Huang Wenzhou(黄文周), Zhang Junjie(张俊杰), Zhang Chengqi(张乘齐). *Gas Turbine Experiment and Research(燃气涡轮试验与研究)*[J], 2013, 26(2): 22

Anisotropy of Poisson's Ratio of a Ni-Based Single Crystal Superalloy

Liu Jinlai, Meng Jie, Li Jinguo

(Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The anisotropy of Poisson's ratio of a single crystal superalloy is essential to understand its mechanical behavior, e.g. calculating the contact stress between blade tenon and turbine disc. However, it is difficult to determine the Poisson's ratio of single crystal superalloy of every orientation. In this research, one simple experimental method was employed to measure the stiffness constants and then the Poisson's ratio of different orientations was calculated. The slabs of a third generation single crystal superalloy in two orientations $\langle 001 \rangle \langle 100 \rangle$ and $\langle 011 \rangle \langle 110 \rangle$ were prepared by seeding technique in Bridgman method. The Young's modulus and shear modulus of the first specimen and the shear modulus of the second specimen were measured by resonance method from room temperature to 1100 °C. The three stiffness constants C_{11} , C_{12} and C_{44} of this superalloy were calculated from the measured moduli. The Poisson's ratio in any orientation can be calculated based on the stiffness constants. Further, the 3D distribution map of maximum and minimum of Poisson's ratio of every primary orientation can be drawn, so the distribution feature of Poisson's ratio in 3D space can be acquired conveniently. When the primary orientations are along $\langle 001 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$, the Poisson's ratio in plane is isotropy with secondary orientation. When the primary orientation is along $\langle 011 \rangle$, the Poisson's ratio demonstrates significant anisotropy with secondary orientation, the Poisson's ratio reach minimum with secondary orientation $\langle 110 \rangle$ with negative value, while maximum is obtained in secondary orientation $\langle 100 \rangle$.

Key words: single crystal superalloy; stiffness constant; anisotropy; Poisson's ratio; crystal orientation

Corresponding author: Liu Jinlai, Ph. D., Senior Engineer, Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971767, E-mail: jlliu@imr.ac.cn