

V与Hf对一种镍基高温合金组织及性能影响

李红海¹, 申 健², 卢玉章², 郑 伟², 张振波¹, 武颖娜¹, 黄亚奇²

(1. 上海科技大学创意与艺术学院, 上海 201203; 2. 中国科学院金属研究所, 辽宁沈阳 110016)

摘要: 采用金相显微镜、扫描电镜、热分析仪和电子材料试验机研究了V与Hf元素对第一代镍基单晶高温合金(DD26)组织及性能的影响。DD26Hf和DD26V的 N_V 值分别为2.10、2.38。DD26V合金铸态组织一次枝晶间距略大, 碳化物和共晶含量略高。固溶态DD26Hf中共晶基本消失, 但DD26V中仍然存在白板状共晶, 并析出大量针状相, 热处理态DD26Hf中 γ' 相尺寸更小。室温拉伸时, 断裂类型为准解理断裂。碳化物均为两种合金的裂纹源, 但在DD26V合金中裂纹沿针状相或穿过针状相扩展, 形成众多的解理台阶的断口形貌。DD26Hf中则是沿着碳化物开裂, 形成鱼骨状的形貌。针状相的析出导致DD26V合金屈服强度低于DD26Hf合金, 但抗拉强度略高。加入过量V元素形成针状相和残余共晶导致DD26V合金的中温和高温持久性能都低于DD26Hf合金。

关键词: 单晶高温合金DD26; 显微组织; 力学性能; 持久性能; 针状相

作者简介:

李红海(1996-), 男, 硕士, 主要研究方向为镍基单晶高温合金材料的设计和制备。E-mail: lihh2@alumini.shanghaitech.edu.cn

通信作者:

申健, 男, 研究员。E-mail: shenjian@imr.ac.cn

中图分类号: TG132.3

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

07-0950-10

基金项目:

重点研发计划(2022YFB3705000); 中国科学院金属研究所创新基金(2024-PY04); 辽宁省科学技术计划(2022JH2/101300226); 国家自然科学基金项目(52271042、U2141206和U2241283)。

收稿日期:

2024-03-27 收到初稿,
2024-05-13 收到修订稿。

镍基高温合金因其具有优异的高温抗蠕变和抗疲劳性能、良好的长时组织稳定性、抗氧化和抗热腐蚀等优良性能, 同时其具有很强的合金化能力, 可以针对不同的服役场景进行设计, 从而成为制造航空发动机涡轮叶片的首选材料^[1-3]。

镍基高温合金中按照元素在合金中的分布情况及对性能的影响可大致分为三类^[4]:

①固溶强化元素: 如Ni、Co、Mo、W等主要分布于 γ 基体中; ②沉淀强化元素: 如Al、Ti、Nb、Ta是 γ' 相形成元素; ③晶界强化元素: 如C、B主要分布于晶界处, 起强化晶界或提高小角度晶界缺陷容限的作用^[5-6]。

镍基高温合金中添加Hf会增加合金共晶量, 扩大糊状区间, 降低元素偏析, 提高MC碳化物的稳定性, 影响碳化物形貌, 提高合金的中温性能^[7-9]。V是 γ' 相形成元素^[10], 其在镍基高温合金中有一定的溶解度, 通常被认为会降低合金的抗氧化性^[11]。加入V可以扩大热处理窗口、提高蠕变寿命, 添加量在1%时抗氧化和抗腐蚀性没有明显下降^[12]。

与镍基高温合金中常见添加元素不同, V是一种比较特殊的强化元素, 其仅在RR2000、Rene125、Rene150等少数牌号合金中有使用^[13]。V元素是一种较强的碳化物形成元素, 而碳化物对镍基高温合金的性能有着十分重要的影响^[14]。本研究以DD26合金为基础, 研究V与Hf两种元素对镍基单晶高温合金显微组织及力学性能的影响。

1 试样制备与方法

以第一代镍基单晶高温合金DD26为基础, 采用液态金属冷却法(Liquid Metal Cooling-LMC)和螺旋选晶工艺制备[001]生长取向的单晶棒, 单晶试棒的尺寸为 $\Phi 16\text{ mm} \times 250\text{ mm}$ 。采用HCl+H₂O₂腐蚀液对两种合金的铸态单晶试棒进行宏观腐蚀, 从中挑选出无缺陷的单晶试棒。采用EBSD对每根单晶合金试棒轴向与[001]晶体学取向的偏离角度进行测定。为了保证试验结果准确, 两种合金所选取的单晶试棒

取向偏离角度均小于 15° 。热处理制度: 1 265 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ +空冷, +1 080 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ +空冷, +870 $^{\circ}\text{C}/24\text{ h}$ +空冷。试验合金成分如表1所示。根据GB/T 31309—2020《铸造高温合金电子空位数计算方法》计算得到DD26Hf和DD26V的 N_v 分别为2.10、2.38。

合金按照标准HB5150—1996《金属高温拉伸持久试验方法》进行测试, 试样采用圆形试棒(图1)。采

用STA 449 F5 Jupiter同步热分析仪进行DSC分析。采用线切割切取适当形状的试样, 经机械研磨、抛光和化学腐蚀后在Leica DM 6M型光学显微镜分析合金的显微组织, 腐蚀剂为4 g CuSO_4 +20 mL HCl +20 mL H_2O 。采用带Oxford UltraMAX65能谱仪(EDS)的Tescan Mira 4扫描电镜(SEM)分析合金的显微组织形貌以及成分, 采用台式JEOL Neo Scope JCM-7000进行断口形貌分析。

表1 试验合金实测成分
Tab. 1 Measured compositions of experimental alloys

合金牌号	Cr	Co	W	Mo	Nb	Al	Ti	V	Hf	B
DD26Hf	5.30	9.30	12.15	1.12	1.42	6.41	1.20		0.09	0.013
DD26V	5.19	9.34	12.01	1.06	1.35	6.71	1.16	1.01		0.012

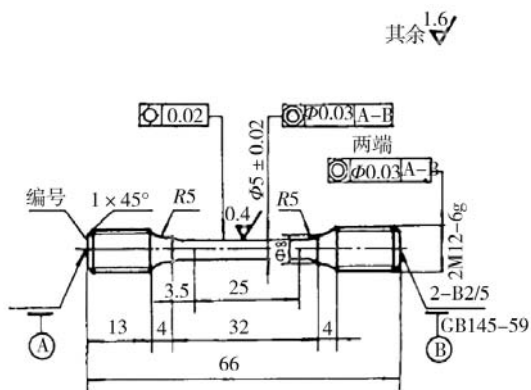


图1 拉伸试样示意图

Fig. 1 Configuration of the samples used for the tensile tests

采用Feret直径表征 γ' 形貌, Feret直径表示按某个方向测的粒子投影轮廓两边界平行线之间的距离。最大Feret直径和最小Feret直径之比为Feret Ratio (FR)。对于标准立方体, 其 $FR = \sqrt{2}$ 。

2 试验结果及分析

2.1 合金的DSC 结果分析

对两种合金采用差式扫描量热法(DSC)测定强化相 γ' 相固溶温度、固相线温度和液相线温度, 结果如表2所示。DD26Hf的固相线温度、液相线温度、 γ' 固溶温度均略高于DD26V, DD26V的糊状区间更大。

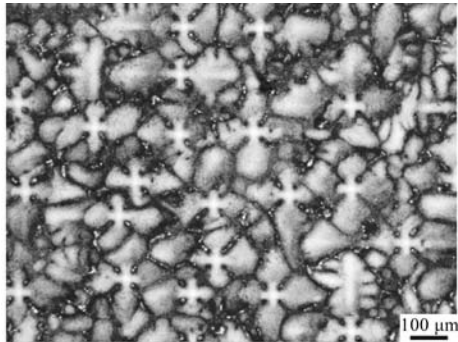
表2 两种合金的特征相变温度

Tab. 2 Characteristic phase transformation temperatures of two alloys

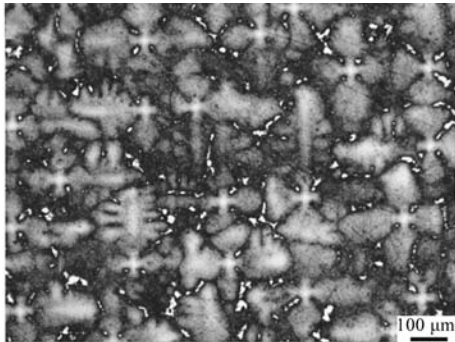
编号	固相线 温度/ $^{\circ}\text{C}$	液相线 温度/ $^{\circ}\text{C}$	糊状 区间/ $^{\circ}\text{C}$	γ' 固溶 温度/ $^{\circ}\text{C}$
DD26Hf	1 336.3	1 360.3	24.0	1 242.5
DD26V	1 326.3	1 358.5	32.2	1 224.3

2.2 合金的铸态显微组织分析

图2分别是两种合金的铸态组织金相照片。根据



(a) DD26Hf



(b) DD26V

图2 金相组织照片

Fig. 2 Photos of metallographic microstructures

GB/T 18876.1—2002《应用自动图像分析测定钢和其他金属中金相组织、夹杂物含量和级别的标准测试方法》以及GB/T 14999.7—2010《高温合金铸件晶粒度、一次枝晶间距和显微疏松测定方法》分别对两种合金的共晶含量和一次枝晶间距进行分析。DD26Hf和DD26V的共晶含量分别为3.8%、4.0%，一次枝晶平均间距分别为221.1 μm、230.0 μm。由于DD26V的糊状区更宽，偏析更严重，使其共晶含量略高和一次枝晶间距略大。

图3为两种合金铸态组织中的共晶形貌。DD26Hf中的共晶基本为“葵花状”或“花瓣状”，而DD26V

中的共晶基本为“白板状”。EDS分析V和Hf元素的分布情况，V偏析于枝晶干区域，Hf偏析于枝晶间区域。

表3为合金凝固后期的枝晶臂和共晶成分。图4为除Hf、V元素以外各元素分配系数。由表3可知，V在共晶中含量低于合金的成分，其偏聚程度较小，Hf在共晶中富集，偏聚程度大。由图4可知，DD26V中各元素在枝晶臂和共晶中的分配系数偏离程度均高于DD26Hf。有文献报道共晶形貌与Al含量有关^[15]，当Al含量在4.5%时为花瓣状或葵花状，Al含量在5.5%到7.0%时，共晶便会转化为白板状共晶γ'相。在研究DZ417G合金的文献中发现^[16]不同含量的V均没有改变

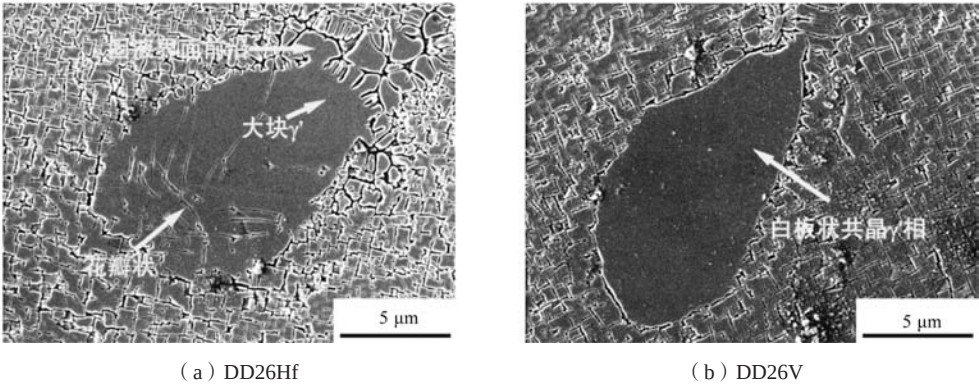


图3 铸态共晶形貌
Fig. 3 As-cast eutectic morphologies

表3 铸态组织合金成分表
Tab. 3 Chemical composition lists of cast alloys

w _B /%									
合金	位置	Al	Ti	V	Cr	Co	Nb	Mo	W
DD26Hf	枝晶臂	5.37	1.08		5.31	8.77	0.90	1.16	11.07
	共晶	5.50	1.77		4.08	7.02	1.98	0.89	5.72
DD26V	枝晶臂	5.34	0.85	1.00	4.88	8.99	0.53	0.95	12.78
	共晶	7.31	2.26	0.66	2.90	6.68	1.87	0.52	5.12

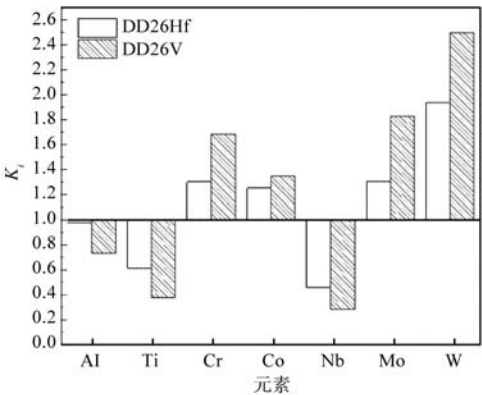


图4 枝晶臂与共晶成分比
Fig. 4 Ratio of alloy element content of dendritic arm to that of eutectic regio

DZ417G中花瓣状的γ/γ'相，因此白板状共晶非V元素导致，而是由于Hf元素的降低偏析的作用，导致合金中各个元素偏析程度减弱，其中也降低了Al元素的偏析，致使共晶形貌为花瓣状。白板状共晶形貌是由先形成的花瓣状共晶在保温过程中，共晶内部发生γ相重熔和γ'相粗化导致，这与DD26V中各相熔点较低有关。

图5为两种合金的碳化物形貌。枝晶间区域均为骨架状碳化物，在DD26Hf中共晶边缘存在富Hf碳化物。DD26Hf、DD26V中碳化物含量分别1.12%、1.30%。V是一种较强的碳化物形成元素，其添加量较Hf要高，因此会形成更多的碳化物。

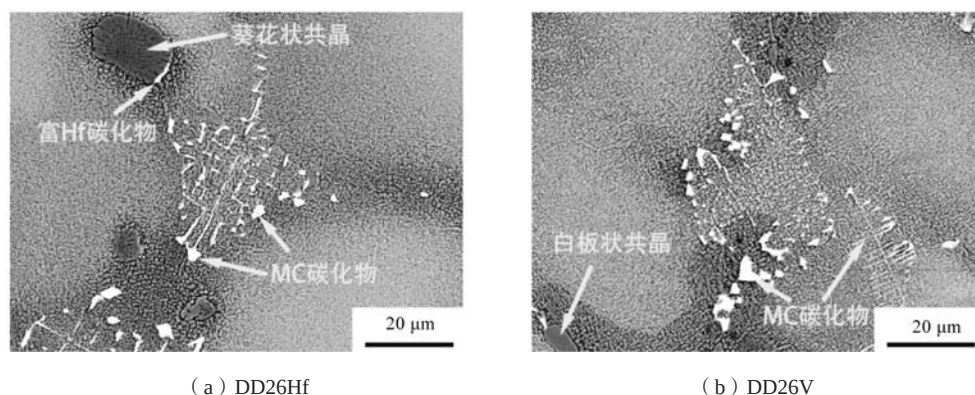


图5 碳化物形貌

Fig. 5 Carbide morphologies

2.3 合金固溶态显微组织分析

图6为合金固溶态组织形貌。DD26Hf中花瓣状共晶基本消失，但DD26V中白板状共晶仍存在。碳化物部分溶解，DD26Hf中出现少量针状相，DD26V中针状相含量明显更多，且针状相呈特定取向，两个方向呈90°。针状相在枝晶间及枝晶干中均大量存在。采用面积法统计DD26V的针状相含量约为6.1%。

表4为两种合金固溶态下碳化物和针状相的成分。碳化物元素组成及比例与铸态差别不大。针状相中W含量非常高。针状相在枝晶干和枝晶间均有分布。次生 M_6C 碳化物由初生MC碳化物退化形成，与基体没有固定的取向关系，其尺寸明显小于初生MC碳化物，且分布于初生碳化物附近，不会出现在枝晶干区域，因

此推测本试验合金中针状相并非由MC碳化物退化而来。镍基高温合金中次生 μ 相的二维形貌呈针状， μ 相是沿基体 $\{111\}_\gamma$ 面析出的，即 $\{0001\}_\mu//\{111\}_\gamma$ ，因此在 $\{001\}$ 面上能观察到两组互相垂直且与 $[100]$ 或 $[010]$ 方向呈45°的针状 μ 相^[17]。结合针状相的形貌、成分以及分布情况，推断析出的针状相可能为 μ 相。DD26V中元素偏析程度大，且引入了更多的溶质原子V，降低了其他合金元素的溶解度，导致铸态组织中过饱和程度加大，在固溶处理过程中，过饱和溶质原子脱溶析出针状相，针状相的析出吸收了 γ 基体中的固溶元素，使得 γ 基体退化形成 γ' 相，得到被 γ' 相包裹的针状相形貌。

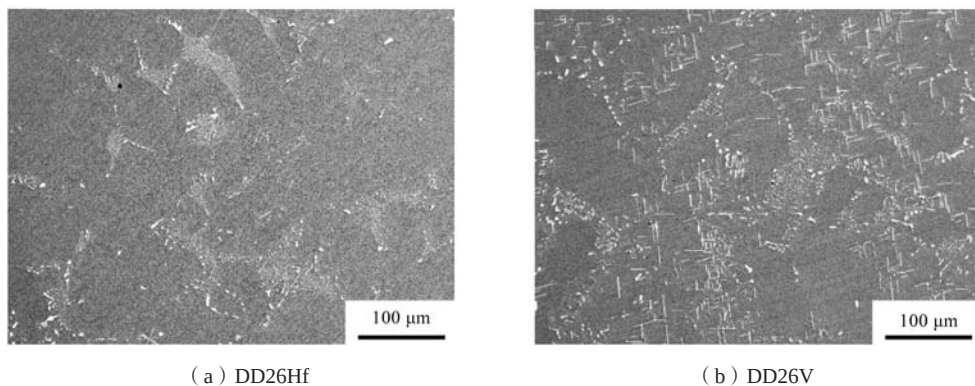


图6 固溶态组织形貌

Fig. 6 Microstructures after solid solution

表4 固溶态针状相及碳化物成分

Tab. 4 Chemical compositions of solid solution needle phases and carbides

 $w_B/\%$

合金	相	C	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	W
DD26V	碳化物	13.86	0.24	13.22	2.22	0.79	0.63	4.54	39.29	3.7		21.51
	针状相	7.03	0.85	0.5	1.1	3.42	4.29	15.81	2.06	3.92		61.03
DD26Hf	碳化物	14.65	0.35	15.74		0.74	0.76	5.66	35.16	2.89	2.57	21.48
	针状相	7	0.83	0.51		3.52	4.24	16.73	1.73	4.42	0	61.02

2.4 合金热处理态显微组织分析

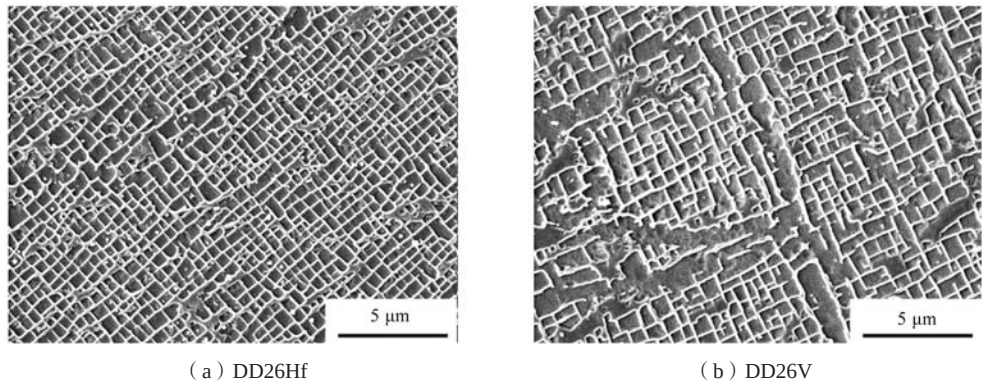
经过两级时效后，合金的碳化物形貌无明显变化。图7为完全热处理态 γ' 相形貌。二者 γ' 相均为立方状，采用Feret Ratio来表征 γ' 形状因子。由于针状相会使得其附近的 γ 基体退化为 γ' 相，导致其形状尺寸偏大。统计时避开此区域。对两种合金的 γ' 相体积分数进行统计，由面积分数经下面公式转换：

$$P = (f_{A\gamma'} + \sqrt{f_{A\gamma'}}) / (1 - f_{A\gamma'}) \tag{1}$$

$$f_{V\gamma'} = P^3 / (P^3 + 3P^2 + 3P + 1) \tag{2}$$

式中： $f_{A\gamma'}$ 为 γ' 相面积分数， $f_{V\gamma'}$ 为经过公式转化而来的 γ' 相体积分数。

表5为 γ' 尺寸及形貌的统计结果。DD26V的 γ' 体积分数略高于DD26Hf。对析出相进行统计，DD26V中针状相和碳化物相总量要远高于DD26Hf。



(a) DD26Hf (b) DD26V

图7 完全热处理态 γ' 形貌
Fig. 7 γ' morphologies in fully heat-treated state

表5 热处理态 γ' 尺寸形状及析出相含量
Tab. 5 Size, shape and precipitated phase content of γ' in heat treatment state

合金牌号	FR (feret ratio)	形状因子	等效直径	析出相含量	γ' 相体积分数/%
DD26Hf	1.544 ± 0.343	0.826 ± 0.109	0.34 ± 0.12	2.6 ± 0.3%	56.7
DD26V	1.709 ± 0.473	0.671 ± 0.155	0.59 ± 0.27	6.7 ± 0.8%	60.9

图8为合金 γ' 相粒子尺寸及形貌分布图。DD26Hf的 γ' 相粒子尺寸较小，且分布更加集中。DD26V的 γ' 相粒子尺寸更大，分布范围更广。DD26V中 γ' 相粒子形貌差异很大，存在FR超过3的粒子。DD26Hf和DD26V形貌因子FR最大频率分别为1.338和1.444，因此虽然DD26Hf的平均FR更接近，但DD26V中局部 γ' 相粒子具有更好的立方化程度。DD26V中 γ' 相粒子尺寸更大的原因是随着凝固进行，由于偏析的不同，DD26V液相中Al、Ti等 γ' 相形成元素比DD26Hf更高，DD26V中形成的 γ 基体的过饱和度要更高，因此形成 γ' 相的驱动力更大。一般而言， γ' 相粒子尺寸分布越

均匀，镍基单晶高温合金的性能就越好。

2.5 合金的拉伸性能

表6为两种合金热处理态的室温拉伸性能。由表可知，DD26Hf的屈服强度明显高于DD26V，塑性也更好，但抗拉强度不如DD26V。采用下式计算出合金的应变硬化指数如表所示，显示出DD26V具有更高的应变硬化能力。

$$\lg S = \lg K + n \lg e \tag{3}$$

式中： S 为真应力，MPa； e 为真应变，%； n 为应变硬化指数； K 为硬化系数，MPa。

表6 室温拉伸性能
Tab. 6 Tensile properties at room temperature

合金号	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{p0.2}$ /MPa	断后伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ /%	应变硬化指数 n	硬化系数 K /MPa
DD26Hf	908.3 ± 7.6	740.0 ± 10.0	16.7 ± 1.5	17.3 ± 1.0	0.18	1 346.8
DD26V	990.0 ± 72.1	583.3 ± 18.9	12.7 ± 2.1	14.2 ± 1.3	0.36	2 276.0

图9为试样拉伸断口形貌。宏观断裂面基本与应力轴垂直，显示两种合金均为正断特征。没有发生颈缩现象。两种合金的截面均呈椭圆型，断裂类型均为准

解理断裂，均存在解理台阶，撕裂棱和小韧窝，解理面上存在碳化物及针状相。

图10为拉伸试样纵截面SEM照片。合金在室温拉

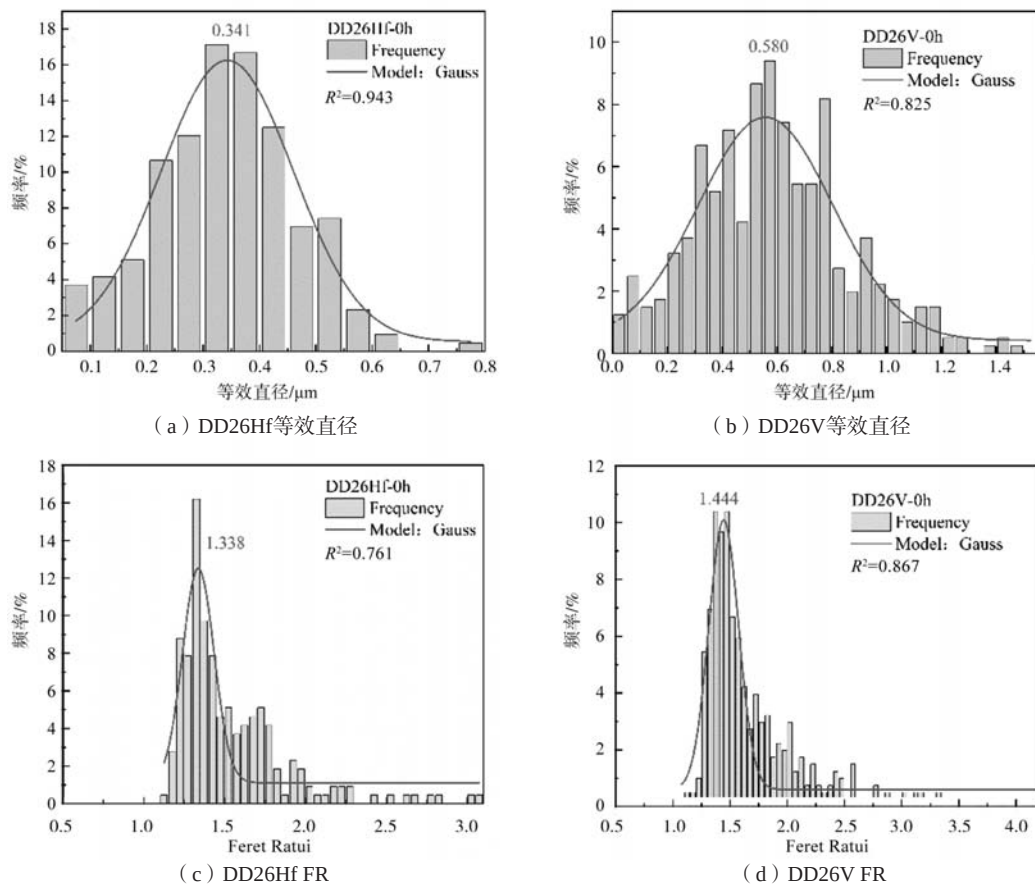
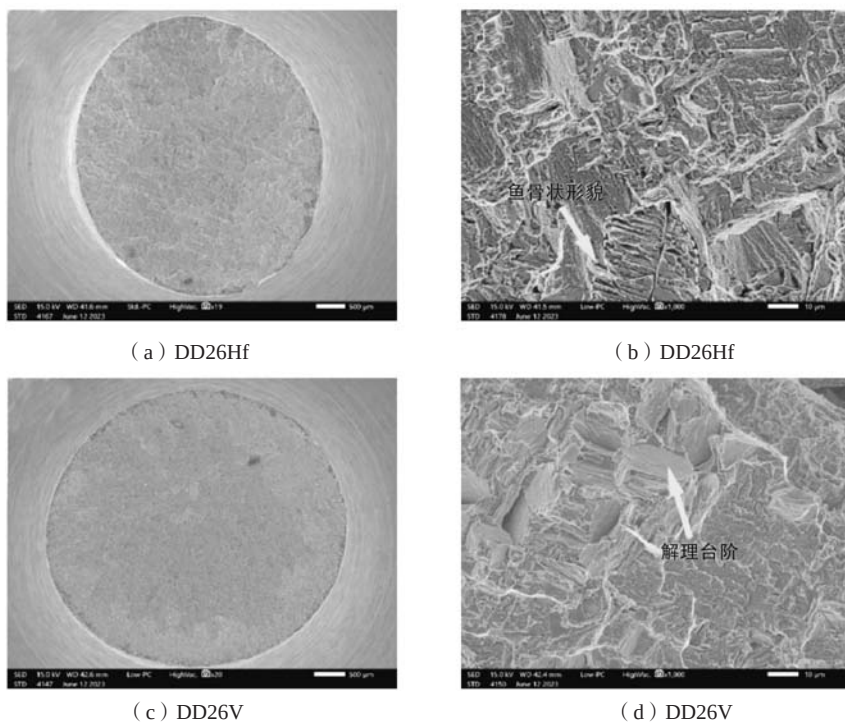
图8 合金 γ' 相粒子尺寸及形貌分布Fig. 8 Particle sizes of and morphologies of γ' phases of alloys

图9 室温拉伸断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies after tensile test at room temperature

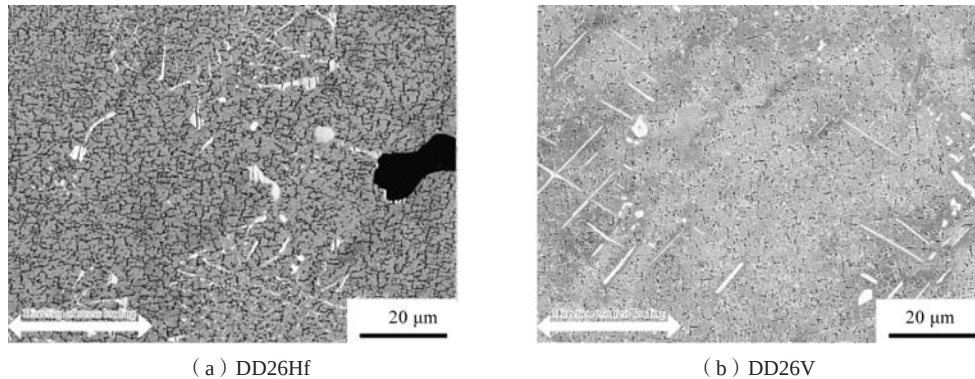


图10 室温拉伸纵截面显微形貌

Fig. 10 Microstructures of longitudinal sections after tensile test at room temperature

伸期间, 裂纹主要于碳化物, 针状相界面处萌生, 并向碳化物或针状相一侧迅速扩展形成微裂纹, 微裂纹穿过碳化物、针状相, 裂纹沿应力轴垂直方向扩展。合金中的碳化物、针状相均是室温拉伸过程中的薄弱环节, 由于DD26V中存在无法消除的“白板状”共晶 γ' 相, 其附近处也存在裂纹, “白板状”共晶 γ' 相也为合金的薄弱区域。应力集中发生与合金中的硬质第二相如碳化物、针状相处, 继而裂纹萌生, 随着变形程度的加大, 合金中微裂纹的密度增大, 应力进一步增大。裂纹继续扩展并相互连接, 形成沿变形带的裂纹, 因为从变形带出现到合金被拉断之间所经历的时间非常短, 因此几乎没有发生颈缩现象, 拉伸试样在宏观上均近乎脆性。裂纹沿着第二相粒子断裂, 在DD26Hf中形成鱼骨状, 在DD26V中则是大量的解理台

阶。

金属材料的加工硬化 n 值与层错能高低有关, 层错能低的 n 值大。W可以降低合金的层错能^[18], 但经过热处理后, 在DD26V中析出了大量富W的针状相, 消耗了大量的固溶强化和 γ' 相强化元素W, 基体和 γ' 相强度均下降, 因此DD26V的屈服强度下降。由于 γ 基体中W元素的消耗, 层错能可能增大, 因此加工硬化的来源可能也不是层错能的降低, 而是来自于析出的第二相强化, 提升了合金的应变硬化能力。

2.6 合金的中温持久性能

表7为合金的中温持久性能数据。两者塑性相差不大, DD26V的断后伸长率和断面收缩率均略高于DD26Hf, 但DD26V持久寿命显著低于DD26Hf。

表7 760 °C/700 MPa中温持久数据

Tab. 7 Stress rupture data for 760 °C/700 MPa at medium temperature

合金型号	加载持续时间 τ /h	断后伸长率 δ /%	断面收缩率 ϕ /%	larson-miller参数 $P=T[20+\lg(\tau)]$
DD26V	12.2 ± 2.2	36.7 ± 1.5	35.8 ± 1.3	21 783.3
DD26Hf	29.7 ± 14.5	34.0 ± 1.7	35.3 ± 1.0	22 181.8

图11为合金中温持久试样断口形貌。中温持久性能试验断口宏观形貌显示合金均在切应力作用下发生断裂, 发生剪切滑移断裂。截面也均呈现椭圆形。断口均为准解理和剪切滑移断裂的混合形貌。中心处为准解理断裂, 保持与室温相似的形貌, 边缘处为剪切唇和剪切韧窝, 断口由大量的(111)晶面组成, 晶面的交界处由撕裂棱相连。裂纹主要出现在碳化物、针状相附近。DD26Hf断口形貌为鱼骨状花样、小韧窝及撕裂棱。DD26V主要为大量的解理台阶。

在合金的中温持久性能试验过程中, 碳化物均为合金裂纹萌生和扩展的薄弱区, 随着蠕变变形的进行, 合金中的初生MC型碳化物会逐渐分解, 使得合金中碳化物强度降低, 从而导致裂纹在碳化物处萌生与

扩展。在DD26V中由于存在光板状大尺寸共晶 γ' 相, 同样是其薄弱区域, 这导致了DD26V中温持久性能较DD26Hf更差。随着温度的上升, 镍基高温合金中 γ 基体强度下降, γ' 相强度反常升高, 同时由于DD26合金中 γ' 相体积分数比较大, 此时合金的强度主要取决于 γ' 相。在中温条件下, 开动的滑移系增多, 位错运动到 γ/γ' 界面处, 位错发生相互缠结, 镍基高温合金的变形机制由位错剪切 γ' 相转变为位错绕过 γ' 相, 有少量位错以位错对的形式切入 γ' 相。DD26V中析出了大量的针状相, 同样消耗了大量 γ' 相形成元素, 导致 γ' 相的强度同样下降, 这降低了位错切入 γ' 相的难度, 导致位错对能够更轻易地进入到 γ' 相, 从而导致蠕变速率的加快, 降低了合金的中温持久性能。

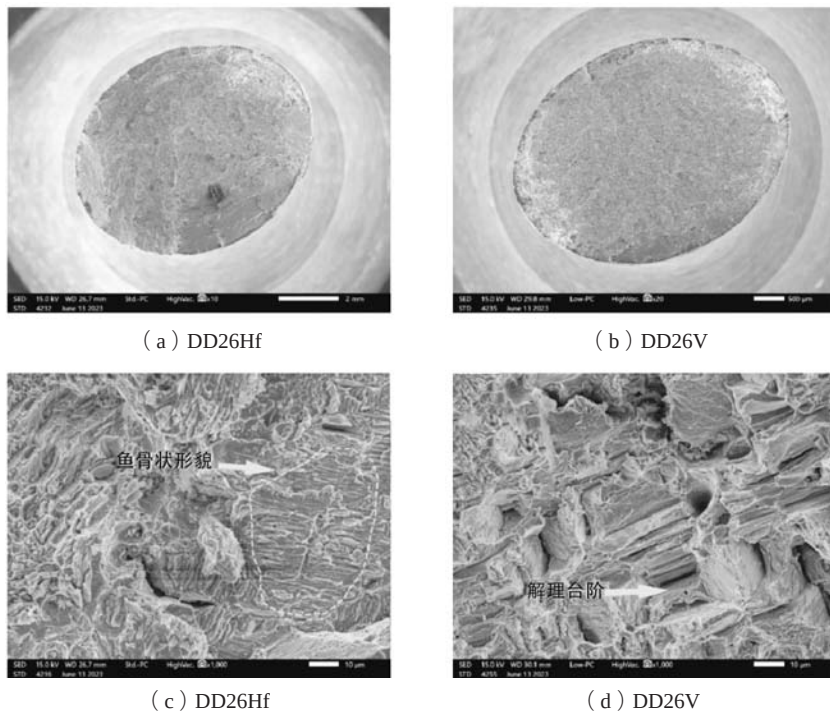


图11 中温持久试样断口形貌

Fig. 11 Fracture morphologies of stress rupture specimens at medium temperature

2.7 合金的高温持久性能

表8为合金的高温持久性能数据。两者塑性相差不大，DD26Hf的断面收缩率略大。DD26Hf的高温持久寿命仍然高于DD26V。

图12为高温持久试样断口形貌。断口有大量的韧窝，DD26Hf的韧窝尺寸更大，数量也更多，合金由剪切滑移断裂转变为韧性断裂。DD26Hf中鱼骨状花样消失，但DD26V中仍有大量解理台阶。

图13为高温持久试样的纵截面形貌。在两种合金的表面以及内部均存在垂直于应力轴方向的裂纹，变形程度越大，裂纹和孔洞的数量越多。合金内部的裂纹和孔洞随着变形程度的增大而增大。随着变形程度的增大，合金内部的微孔聚集并长大，最终多个微孔连接在一起。碳化物和针状相上的微裂纹较少。两种

合金的筏排组织的延伸方向大致与应力轴方向垂直，为“N型”筏化，说明在此温度下，两种合金的 γ/γ' 错配度均为负值。但筏排组织相比较而言，DD26V的筏排组织更加的不规则和不平直，发生了一定程度的弯折，筏排组织的完整性被破坏， γ 相片层发生断裂， γ' 相成为相对连续的基体相。两种合金的断裂伸长率相当，但寿命相差很大，因此DD26V的蠕变速率要比DD26Hf大得多。DD26V中特定取向存在的针状相阻碍了 γ' 相的定向筏化，导致DD26V筏化组织的严重扭曲，使其连续性下降。同时能很明显地观察到针状相随 γ' 相弯曲，这表明在高温下，针状相的强度发生了明显降低，发生了脆韧转变，合金发生变形时，针状相也随 γ' 相发生协同变形，多重影响下使得DD26V的高温持久性能显著变差。

表8 975 °C/255 MPa高温持久数据
Tab. 8 High temperature stress rupture data for 975 °C/255 MPa

合金型号	加载持续时间 τ /h	断后伸长率 δ /%	断面收缩率 ϕ /%	larson-miller参数 P
DD26V	32.1 ± 2.3	55.0 ± 1.4	55.0 ± 0.0	26 839.9
DD26Hf	51.3 ± 5.4	52.5 ± 13.4	65.5 ± 3.5	27 094.2

3 结语

(1) 铸态组织中DD26Hf共晶形貌呈“花瓣状”或“葵花状”，DD26V为“白板状”，同时一次枝

晶间距略大，共晶含量和碳化物含量略高。经固溶处理后，DD26Hf中共晶基本消失，但DD26V中仍然存在“白板状”残余共晶。过量V元素引入提高了合金 N_v 值，在固溶处理后，析出大量针状相。完全热处理

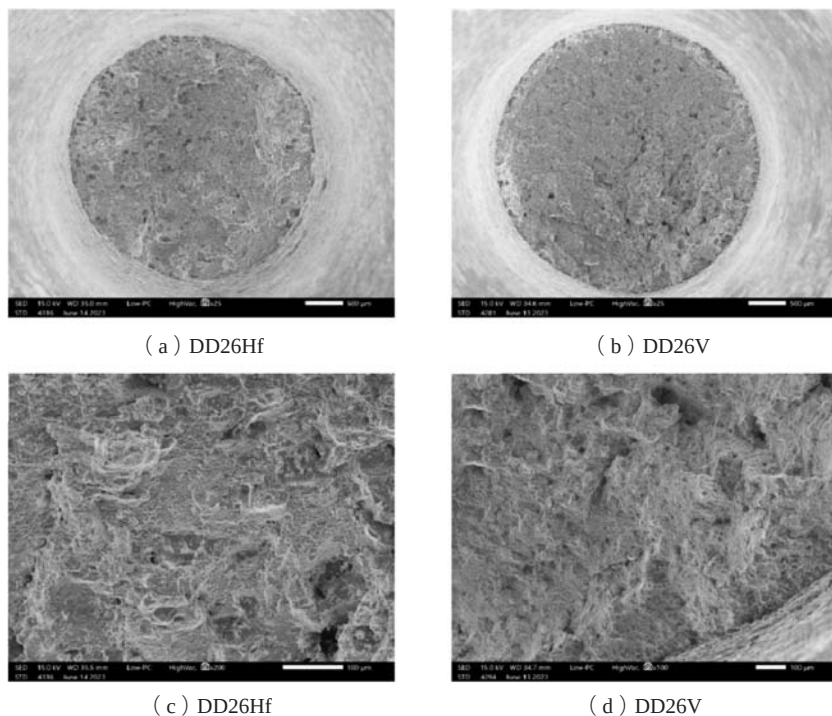


图12 高温持久试样断口形貌

Fig. 12 Fracture morphologies of stress rupture specimens at high temperature

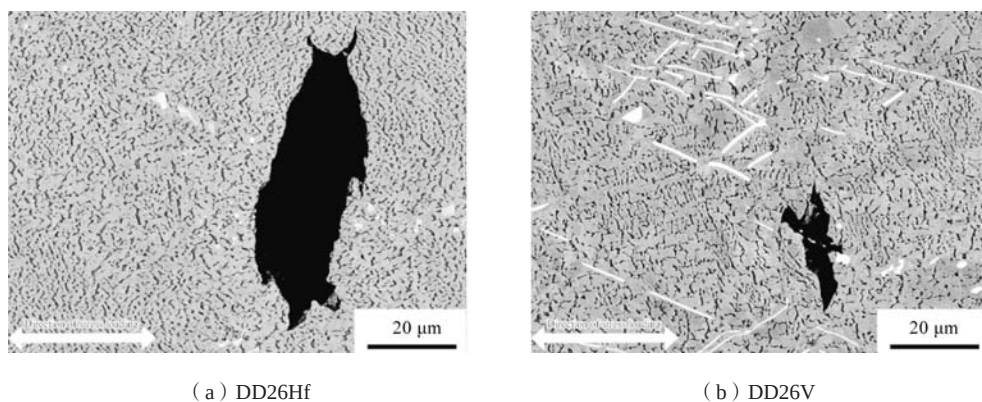


图13 高温持久纵截面形貌

Fig. 13 Longitudinal section morphologies of stress rupture specimens at high-temperature

后, DD26Hf的 γ' 粒子尺寸更小, 仅为 $0.34\ \mu\text{m}$, 尺寸分布更集中, 整体立方化程度较好, DD26V的 γ' 粒子尺寸为 $0.59\ \mu\text{m}$, 形状差异较大, 局部粒子的立方化程度更好。

(2) DD26Hf的屈服强度及塑性更好, DD26V的抗拉强度更好, 加工硬化能力更好。室温拉伸时, 合金断裂类型为准解理断裂。碳化物均为两种合金的裂纹源, 但DD26V还含有大量弥散分布的针状相以及残余的“白板状”共晶 γ' 相, 裂纹沿针状相或穿过针状相扩展, 形成众多的解理台阶的断口形貌。DD26Hf中则是沿着碳化物开裂, 形成鱼骨状的形貌。DD26V中析出大量的针状相消耗了大量的 γ 基体和 γ' 相形成元

素W, 降低了合金的屈服强度, 但针状相提高了合金的加工硬化能力, 因此提高了DD26V抗拉强度。

(3) DD26Hf的中高温持久性能均显著优于DD26V。中温持久断裂类型为剪切滑移断裂。针状相的析出也消耗了 γ' 相形成元素, 降低了 γ' 相强度, 位错更易切入, 导致合金蠕变速率的增大, 使得DD26V的中温持久性能远低于DD26Hf。高温持久拉伸时, 断裂类型为微孔聚集型韧性断裂。DD26Hf中鱼骨状花样消失, DD26V中仍有大量的解理台阶。DD26V针状相阻碍了 γ' 相的筏排化, 使得筏状组织严重扭曲, 连续性降低, 针状相强度下降, 发生协同变形, 加快了合金的蠕变, 缩短了持久寿命。

参考文献:

- [1] 马德新. 高温合金叶片单晶凝固技术的新发展 [J]. 金属学报, 2015, 51 (10): 1179–1190.
- [2] 蒋洪德, 任静, 李雪英, 等. 重型燃气轮机现状与发展趋势 [J]. 中国电机工程学报, 2014, 34 (29): 5096–5102.
- [3] 张健, 王莉, 谢光, 等. 镍基单晶高温合金的研发进展 [J]. 金属学报, 2023, 59 (9): 1109–1124.
- [4] ROGER C Reed. The Superalloys [M]. Cambridge University Press, 2006.
- [5] ZHAO Y S, ZHANG J, LUO Y S, et al. Effect of Hf and B on transverse and longitudinal creep of a Re-containing nickel-base bicrystal superalloy [C]// Superalloys 2016: Proceedings of the 13th International Symposium of Superalloys. Hoboken, NJ. USA: John Wiley & Sons, 2016: 683–692.
- [6] 余竹煊, 张洋, 翟娅楠, 等. C、B、Hf在镍基高温合金中作用的研究进展 [J]. 铸造, 2017, 66 (10): 1076–1081.
- [7] 郑运荣. 钎对铸造镍基高温合金焊接裂纹的影响 [J]. 焊接学报, 1988 (3): 162–170.
- [8] 王罗宝, 陈荣章, 王玉屏. 钎含量对定向凝固高温合金DD22偏析行为和力学性能的影响 [J]. 航空材料学报, 1989 (2): 1–7.
- [9] CUI R J, HUANG Z H. Microstructural evolution and stability of second generation single crystal nickel-based superalloy DD5 [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26 (8): 2079–2085.
- [10] MURAKAMI H, HARADA H, BHADRESHIA H K D H. The location of atoms in Re-and V-containing multicomponent nickel-base single-crystal superalloys [J]. Applied Surface Science, 1994, 76-77: 177–183.
- [11] ADAM KHAN M, SUNDARRAJAN S, NATARAJAN S, et al. Oxidation and hot corrosion behavior of nickel-based superalloy for gas turbine applications [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2014, 29 (7): 832–839.
- [12] FORD D A, ARTHEY R P. Development of single crystal alloys for specific engine applications [C]// Superalloys 1984 (Fifth International Symposium). TMS, 1984: 115–124.
- [13] 曲彦平, 王尊呈, 于兴福. V对镍基高温合金组织及蠕变性能的影响 [J]. 铸造, 2018, 67 (6): 507–511.
- [14] 刘丽荣, 孙新涛, 金涛, 等. 碳对一种单晶镍基高温合金铸态组织的影响 [J]. 铸造, 2007, 56 (6): 635–638.
- [15] 吴剑涛, 袁晓飞, 宋圣玉, 等. Al含量对一种高W铸造高温合金组织与持久性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50 (4): 1342–1349.
- [16] 周金华. 元素V对DD417G高温合金组织和性能的影响[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2017.
- [17] 蔡玉林, 郑运荣. μ 相的形成及其对力学性能的影响 [J]. 金属学报, 1982, 18 (1): 30–37.
- [18] 于兴福, 田素贵, 杜洪强, 等. 元素W, Co对Ni-Al合金层错能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2007 (12): 2148–2151.

Effect of V and Hf on Microstructure and Properties of DD26 Nickel-Based Superalloy

LI Hong-hai¹, SHEN Jian², LU Yu-zhang², ZHENG Wei², ZHANG Zhen-bo¹, WU Yin-na¹, HUANG Ya-qi²

(1. School of Creativity and Art, ShanghaiTech University, Shanghai 201203, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract:

The effects of V and Hf elements on the microstructure and properties of the first generation nickel-based single crystal superalloy (DD26) were studied by optical microscope, scanning electron microscope, thermal analyzer and electronic material testing machine. The N_v values of DD26Hf and DD26V are 2.10 and 2.38, respectively. As-cast structure of DD26V alloy has slightly larger primary dendrite spacing and slightly higher carbide and eutectic content. The eutectic in solid solution DD26Hf basically disappears, but there is still a whiteboard eutectic in DD26V, and a large number of needle-like phases are precipitated. The size of γ' phase in heat-treated DD26Hf is smaller. At room temperature, the fracture type is quasi-cleavage fracture. Carbide is the crack source of both alloys, but in DD26V alloy, the crack propagates along or through the acicular phase, forming the fracture morphology of many cleavage steps. In DD26Hf, it cracks along carbide, forming fishbone-like morphology. The precipitation of needle phase leads to that the yield strength of DD26V alloy is less than that of DD26Hf alloy, but the tensile strength is slightly higher. Adding excessive V element to form acicular phase and residual eutectic leads to that the medium-temperature and high-temperature durability of DD26V alloy is less than that of DD26Hf alloy.

Key words:

single crystal superalloy DD26; microstructure; mechanical properties; durable performance; needle phase