

# 摩擦学学报

TRIBOLOGY



## Inconel 718镍基超合金的空蚀行为研究

陈天骅 李珍 杜三明 陆龙 尉含笑 王琦 杨克禧 张永振

## Investigation of the Cavitation Erosion Behavior of Inconel 718 Nickel-based Superalloy

CHEN Tianhua LI Zhen DU Sanming LU Long YU Hanxiao WANG Qi YANG Kexi ZHANG Yongzhen

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2019195>

### 您可能感兴趣的其他文章

#### Articles you may be interested in

#### 高温氧化处理前后Inconel 718高温合金摩擦学性能的探究

Wide Temperature Range Tribological Property of Inconel 718 High-Temperature Alloy

摩擦学学报. 2018, 38(3): 274 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.03.004>

#### 多相流作用下锡黄铜的空蚀-冲蚀行为

Cavitation and Erosion Behavior of Tin Brass in Multiphase Flow

摩擦学学报. 2018, 38(4): 410 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.04.005>

#### 泡沫镍/环氧树脂/碳化硅双连续复合材料的料浆冲蚀行为研究

Slurry Erosion of Nickel Foam/Epoxy/SiC Co-Continuous Composite

摩擦学学报. 2017, 37(1): 44 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2017.01.006>

#### 镍基自润滑涂层的摩擦学性能

Tribological Performance of Nickel-Alloy Matrix Self-Lubricating Coatings

摩擦学学报. 2018, 38(5): 562 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.05.009>

#### 攻角对聚醚醚酮/泡沫镍双连续复合材料料浆冲蚀行为的影响

The Influence of Impact Angle on Erosion Behavior of PEEK/Ni Foam Co-continuous Composite

摩擦学学报. 2019, 39(6): 766 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2019143>



关注微信公众号，获得更多资讯信息

DOI: 10.16078/j.tribology.2019195

# Inconel 718镍基超合金的空蚀行为研究

陈天骅<sup>1</sup>, 李珍<sup>1,2</sup>, 杜三明<sup>1</sup>, 陆龙<sup>3\*</sup>, 尉含笑<sup>2</sup>, 王琦<sup>2</sup>, 杨克禧<sup>2</sup>, 张永振<sup>1\*</sup>

(1. 河南科技大学 高端轴承摩擦学技术与应用国家地方联合工程实验室, 河南 洛阳 471023;

2. 兰州文理学院 化工学院, 甘肃 兰州 730000;

3. 兰州工业研究院, 甘肃 兰州 730050)

**摘要:** 采用超声振动空蚀试验机对Inconel 718镍基超合金与316L不锈钢进行空蚀磨损研究. 通过扫描电子显微镜(SEM)、场发射电镜(FESEM)以及高分辨X射线衍射仪对测试样品空蚀磨损表面形貌、微观结构演变和物相进行观察及分析. 结果表明: Inconel 718表现出更优异的抗空蚀磨损性能, 其空蚀600 min累计质量损失约为316L的1/3, 空蚀孕育期时长为316L不锈钢的2倍左右. 在空蚀孕育期, Inconel 718空蚀损伤首先发生在晶界、孪晶界等界面处, 且并未出现明显的塑性变形. 316L在此期间呈现较为明显的塑性变形, 空蚀表面起伏波动显著. 在空蚀加速期, Inconel 718质量损失的显著提升是由于空蚀表面微裂纹的扩展导致材料逐渐剥落引起的, 316L则是由于空蚀表面大量凹坑的不断形成与合并导致质量损失的增加. Inconel 718空蚀120 min后, 观察到空蚀磨损表面有明显的形变孪晶, 且与空蚀前的金相形貌相比, 形变孪晶有明显增多的趋势.

**关键词:** Inconel 718镍基超合金; 累计质量损失; 空蚀磨损; 孕育期; 形变孪晶

中图分类号: TH117.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2020)04-0415-09

## Investigation of the Cavitation Erosion Behavior of Inconel 718 Nickel-based Superalloy

CHEN Tianhua<sup>1</sup>, LI Zhen<sup>1,2</sup>, DU Sanming<sup>1</sup>, LU Long<sup>3\*</sup>, YU Hanxiao<sup>2</sup>,  
WANG Qi<sup>2</sup>, YANG Kexi<sup>2</sup>, ZHANG Yongzhen<sup>1\*</sup>

(1. National United Engineering Laboratory for Advanced Bearing Tribology, Henan University of Science and Technology, Henan Luoyang 471023, China

2. School of Chemical Engineering, Lanzhou University of Arts and Science, Gansu Lanzhou 730000, China

3. Lanzhou Institute of Industry Research, Gansu Lanzhou 730050, China)

**Abstract:** The cavitation erosion behavior of Inconel 718 nickel-based superalloy and 316L stainless steel were investigated using an ultrasonic vibration apparatus. The eroded surface, microstructure evolution and phase analysis were also observed and explored through scanning electron microscopy, cold field emission scanning microscopy and high-resolution X-ray diffractometer. The results show that Inconel 718 had excellent cavitation erosion resistance, its cumulative mass loss in 600 min and incubation time was about 1/3 and 2 times than that of 316L, respectively. At incubation period, the eroded region of Inconel 718 mainly located on the grain boundary, twin boundary and other interfaces. In contrast, 316L behaved marked plastic deformation which was characterized by the surface fluctuation. During the acceleration period, it was noted that the notable increase of mass loss about Inconel 718 was caused by the gradual spalling of material with propagation of microcracks on cavitation surfaces. At the same time, the remarkable

Received 21 October 2019, revised 19 February 2020, accepted 28 February 2020, available online 28 July 2020.

\*Corresponding author. E-mail: lulong522522@163.com; E-mail: yzzhang@haust.edu.cn, Tel: +86-379-64231003.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51705136) and the Innovation Ability Promotion Project of Institutions of Higher Learning of Gansu Province (2019A-155).

国家自然科学基金项目(51705136)和甘肃省高等学校创新能力提升项目(2019A-155)资助.

mass loss of 316L was contributed to the continuous formation and merger of numerous pits on cavitation surfaces. After cavitation erosion for 120 min of Inconel 718, obvious deformation twins were observed on the eroded surface. Compared with the metallographic morphology before cavitation, the number of the deformation twins significantly increased.

**Key words:** Inconel 718 nickel-based superalloy; cumulative mass loss; cavitation erosion; incubation period; deformation twinning

空蚀磨损通常出现在船舶螺旋桨、水泵配件和涡轮叶片等水力机械工件表面, 不仅如此, 在航空航天、核工业等领域也同样受到空蚀磨损的影响<sup>[1-3]</sup>. 空蚀是与液体接触的固体表面在液体出现空化的过程中产生的较为严重的磨损现象, 当空泡在固体表面附近坍塌时, 溃灭产生的冲击高压会对材料的固体表面产生瞬时高温和很大的冲击力, 从而带来材料微观结构的变化<sup>[4-5]</sup>.

近年来, 研究人员对不同液体条件下各种材料的空蚀磨损行为进行了深入研究, 结果表明空蚀磨损与材料的性能和微观结构有很大关系, 如晶粒尺寸、晶格缺陷、堆垛层错能、相变和加工硬化等<sup>[6-8]</sup>. 因此, 深入了解空蚀过程中材料微观结构的演变规律与材料空蚀损伤机制对预防及减小空蚀磨损新材料的设计具有重要的指导意义.

镍基高温合金作为重要的结构材料, 其机械性能对微观结构非常敏感. 对镍基高温合金空蚀行为的研究表明, 其抗空蚀磨损性能与其独特的微观结构密切相关. Hu等<sup>[9]</sup>在比较Inconel 600和Inconel 625的抗空蚀性能过程中发现Inconel 625优于Inconel 600的原因是由于Inconel 625具有相对较高的孪晶密度和硬度. 不同材料微观结构的差异会在空蚀过程中有明显不同的表面结构变化的响应. 李珍等<sup>[10]</sup>在研究Hastelloy C-276合金气蚀行为时, 发现空蚀9 h后在严重磨损区域有纳米析出物的出现, 进一步分析判断该合金具有选择性气蚀的特点.

Inconel 718镍基超合金是在航运、航空航天和核工业等领域普遍应用的具备优异性能的一种高温合金, 但却容易受到空蚀磨损的影响. Inconel 718高温合金基体主要为 $\gamma$ 相, 作为析出强化型高温合金, 其主要强化相为 $\gamma''$ ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ), 辅助强化相为 $\gamma'$ 相( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ )<sup>[11]</sup>. 在以往的研究当中, 研究人员提出Inconel718高温合

金在空蚀过程中会诱导形成纳米级析出相的观点, 并推测该析出相为 $\text{Ni}_3\text{Nb}$ <sup>[12]</sup>.

在本次研究中, 我们采用Inconel 718镍基超合金和316L不锈钢作为试验样品. 除了比较两种样品在空蚀过程中的表现行为之外, 也研究和讨论了其在空蚀磨损过程中的空蚀损伤机制.

## 1 试验部分

### 1.1 试验材料

试验采用材料分别为从北京钢铁研究总院购买的Inconel 718镍基超合金棒材和金超生产厂购买的316L不锈钢棒材, 棒材尺寸分别为Inconel 718 $\phi$ 35 mm和316L $\phi$ 38 mm. 两种棒材的化学成分、硬度和密度列于表1~2中. 试验所需样品是从该两种材料上经线切割加工获得, 样品的详细尺寸如图2所示. 在空蚀试验前, 样品均用碳化硅防水砂纸按80<sup>#</sup>、180<sup>#</sup>、320<sup>#</sup>、600<sup>#</sup>、800<sup>#</sup>和1 000<sup>#</sup>的顺序依次进行打磨, 然后用0.5  $\mu\text{m}$ 金刚石悬浮液抛光, 最后用0.05  $\mu\text{m}$ 氧化铝悬浮液抛光. 所有打磨、抛光工序均在德国标乐(Buehler德国)公司生产的半自动精密磨抛机上进行. 为了获得近乎一致的表面粗糙度与清洁度, 所有样品在打磨及抛光工序中均采用250 r/min的转速, 之后用清水冲洗, 最终用无水乙醇超声清洗20 min. 与试验样品空蚀前处理方式不同, 为了获得统一的超声振动振幅, 需要将合适尺寸的超声振动样品固定在空蚀机变幅杆底部. 由于超声振动样品在前期已经过精加工, 因此只需在1 000<sup>#</sup>砂纸上对表面进行打磨去掉加工刀痕, 之后用无水乙醇超声清洗3 min左右即可. 超声振动样品所用材料为1Cr18Ni9Ti奥氏体不锈钢, 其详细尺寸见图2.

### 1.2 试验方法

#### 1.2.1 空蚀试验

空蚀试验装置是根据美国ASTM G 32-10标准,

表1 Inconel 718镍基超合金和316 L不锈钢的成分

Table 1 Composition of Inconel 718 and 316L stainless steel

Sample	w(Ni)/%	w(Cr)/%	w(Fe)/%	w(Mo)/%	w(Nb)/%	w(Ti)/%	w(Si)/%	w(Al)/%	w(C)/%	w(Co)/%	w(Mn)/%	w(S)/%	w(Cu)/%	w(P)/%
Inconel 718	48.97	18.38	18.64	2.93	4.63	1.00	0.20	0.47	4.05	0.40	0.17	0.05	0.10	-
316 L9.20	9.20	16.11	66.65	2.31	0.82	0.49	4.34	-	-	-	-	0.01	-	0.07

**表 2 Inconel 718镍基超合金和316 L不锈钢的硬度和密度**  
**Table 2 Microhardness and density of Inconel 718 and 316L stainless steel**

Sample	Microhardness (HV <sub>25g</sub> )	Density/(g/cm <sup>3</sup> )
Inconel 718	317.12	8.2153
316 L	295.76	7.9573

由杭州成功超声设备有限公司生产的型号为UVA-1的超声空蚀试验机。该试验机主要由高精度全自动交流稳压器、超声波功率测量仪、超声波控制箱、低温恒温槽和超声振动机五部分组成, 试验机主体-超声振动机的示意图如图1所示。按照ASTM G 32-10标准要求, 试验过程中的振动频率与峰-峰振幅分别为20±0.5 kHz和50 μm, 试验机产生的超声振动是通过压电转换器产生并通过适当的电子振荡器和功率放大器驱动。空蚀试验过程中, 测试样品表面浸入液体介质, 与液面距离保持在12±4 mm, 超声振动样品直径为15.9 mm, 其底面同样浸入液体介质内且与测试样品表面间隔0.5 mm。本次试验中选用自来水作为液体介质, 试验时将其置入玻璃烧杯中, 水位高度为100±10 mm。

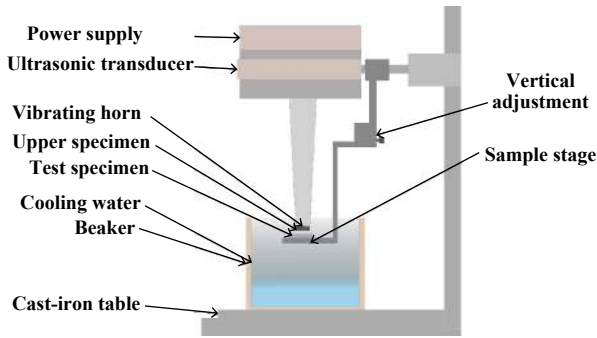


Fig. 1 Schematic diagram of the ultrasonic vibration apparatus for cavitation erosion  
 图1 空蚀超声振动装置示意图

试验过程中控制水温在25±2 °C, 具体步骤如下: 1) 将烧杯清洗干净, 然后倒入试验要求用量的自来水。用K型热电偶测量水温大约在15~17 °C之间(初始水温会因室温环境变化有所不同)。2) 将测试样品与超声振动样品安装到规定位置, 打开低温恒温槽, 将设定温度调至大于25 °C, 此时低温恒温槽上会显示设定温度与显示温度, 待低温恒温槽显示烧杯中水温升至23 °C时, 用K型热电偶对烧杯内水温进行检测和确认, 达到试验要求的温度范围后便可开始空蚀试验。3) 为了保证空蚀试验过程中水温一直保持在25±2 °C的规定范围内, 采用K型热电偶对试验过程烧杯内水温进行监测, 并以此作为依据指导调节低温恒温槽的设定温度, 进而实现控制水温在试验要求区间。具体的空蚀试验条件列于表2中, 空蚀试验所有样品均在相同的试验条件下进行, 每个样品的空蚀试验总时长为600 min。

1.2.2 样品检测与表征

样品密度测试采用美国MICROMERITICS公司生产的型号为AccuPyc1330全自动真密度分析仪测得, 每种测试样品分别取2个进行测试, 每个样品测试5次, 最终求取平均值作为样品密度。按照美国 ASTM E 384-17材料显微硬度测试方法在MH-5-VM显微硬度计上进行显微硬度测试, 施加载荷选用0.25 N, 保持时间5 s, 每个样品测量10次并求取平均值。样品的密度和硬度列于表3中。使用型号BS224S精度为0.1 mg的电子分析天平对空蚀前后样品质量进行测量, 样品在每次称量前用无水乙醇超声清洗10 min并用暖风吹干, 每个样品称量5次, 求其平均值。采用白光干涉三位形貌仪(White Light Interference 3D profilometer, Nano Focus μsurf expert, 德国)对测试样品空蚀前后的表面粗糙度进行测量, 样品测量选取不同磨损位置测量5次, 取其平均值。为了对测试样品的组织结构有比

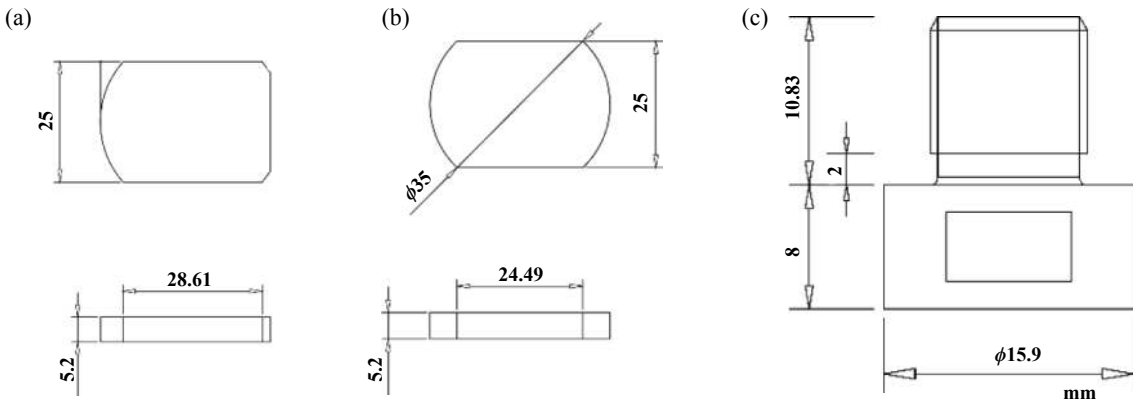


Fig. 2 Shape and size of test specimens (a) 316L, (b) Inconel 718 and (c) vibration specimen  
 图2 试验样品(a) 316L, (b) Inconel 718与振动样品(c)的形状与尺寸

表3 空蚀试验条件

Table 3 Experimental conditions of the cavitation erosion tests

Experimental conditions	Specification
Cavitation medium	Tap water
Temperature	25±2 °C
Separation distance	0.5 mm
Amplitude	50 μm
Frequency	20±0.5 kHz
Test time	600 min

较清晰的认识,对已抛光测试样品表面用HCl、甘油(C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>O<sub>3</sub>)和HNO<sub>3</sub>(体积比约为3:2:1)混合溶液腐蚀3~5 min,制备出金相样品.考虑到样品在空蚀前后可能会出现相变及其他组织转变,使用D8 Discover高分辨率X射线衍射仪对空蚀前后样品进行物相分析,采用射线Cu-Kα,波长λ为1.541 8 Å并选用1 mm狭缝系统对样品表面进行照射,扫描范围为10°~100°,每个样品选取2个不同的位置进行测试分析.使用带有EDS能谱的JSM-5600LV扫描电子显微镜(SEM)分析未空蚀样品与空蚀不同时间后的表面形貌与相关成

分分布变化,并用JSM-6701F冷场发射扫描电镜(FESEM)进一步考察微观表面在空蚀过程中的演变过程.

## 2 结果与讨论

### 2.1 金相组织形貌

图3为Inconel 718与316L两种测试样品空蚀前的金相组织形貌.其中,Inconel 718为细小的等轴晶组织.与316L相比,Inconel 718晶粒相对细小,且有少量夹杂颗粒分布于晶粒内及晶界处.不仅如此,Inconel 718具有更为明显的孪晶组织.

### 2.2 空蚀磨损行为

#### 2.2.1 空蚀磨损分析

图4示出了两种测试样品在空蚀600 min后的累计质量损失、平均空蚀深度(MDE)与空蚀率(ER)随时间变化的规律.平均空蚀深度是指空蚀损失质量除以材料密度与空蚀面积乘积的比值,单位为微米.其中,空蚀面积恰巧是直径为15.9 mm的超声振动样品底面对应的圆形面积,约为1.986 cm<sup>2</sup>.空蚀率[见图4(b)]则是平均空蚀深度曲线对累积空蚀时间的微分,单位为

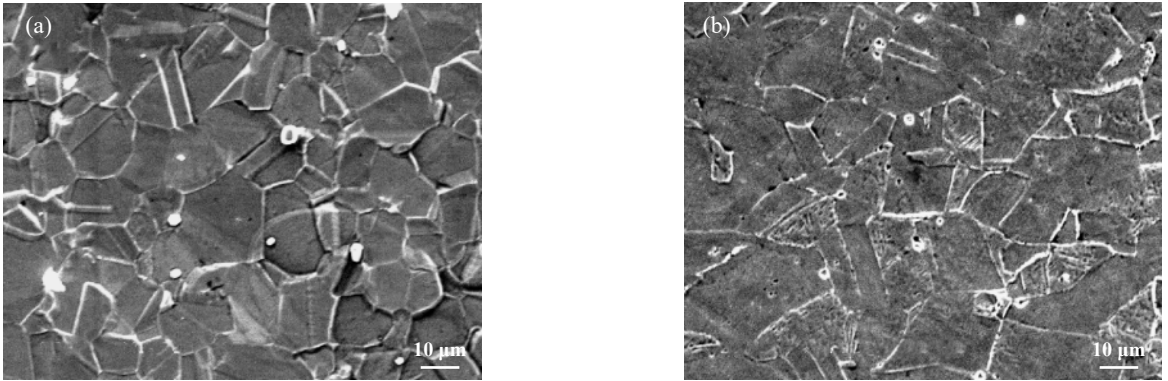


Fig. 3 Typical SEM micrographs of Inconel 718 superalloy (a) and 316L stainless steel (b) after etching before cavitation erosion

图3 Inconel 718镍基超合金(a)与316L不锈钢(b)金相组织形貌

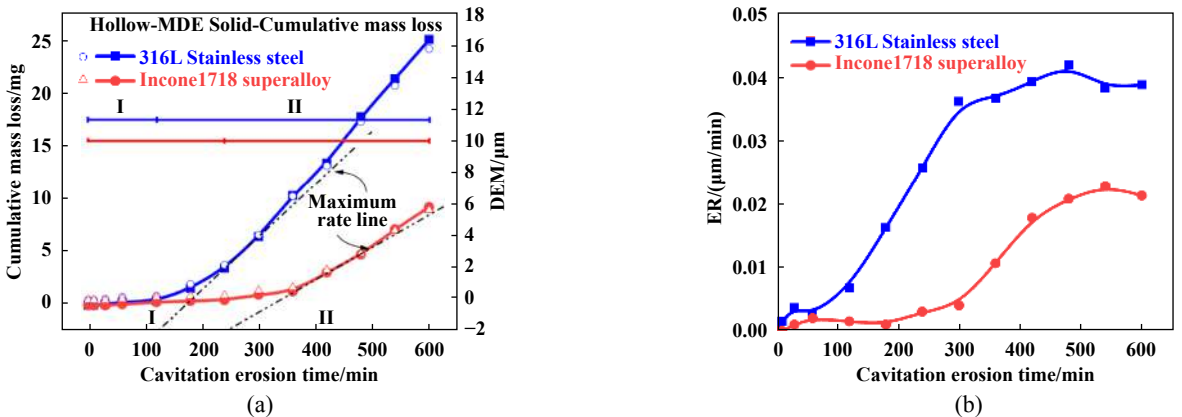


Fig. 4 Cumulative mass loss, mean depth of erosion and erosion rate as a function of exposure time for the test specimens

图4 测试样品质量损失、平均空蚀深度(a)和空蚀率(b)随时间变化曲线

$\mu\text{m}/\text{min}$ . 从图4(a)可以看出, 整个空蚀过程明显地分为两个部分, 第一阶段是空蚀孕育期阶段, 第二阶段是空蚀加速阶段. 其中, 空蚀孕育期时长, 作为衡量材料抗空蚀磨损性能的重要参考指标, 本文中定义其为质量损失曲线中最大空蚀率对应切线与时间轴相交的截距. 在第一阶段, 两种测试样品的质量损失增长均十分缓慢, 说明在该阶段并未发生如材料剥落、掉块等较为严重且明显的质量损失现象, Inconel 718的空蚀孕育期时长大约为320 min, 316L约为170 min, 大概仅为Inconel 718的二分之一. 当进入第二阶段, 两种测试样品均表现出显著的空蚀损失质量的增加, 甚至在某些时刻呈现出线性增长的趋势, 特别是316L在此阶段的空蚀质量损失较Inconel 718更为明显. 当空蚀时间达到最终累计时长600 min后, Inconel 718质量损失达到9.3 mg, 相比之下316L则达到了25.2 mg, 大约是Inconel 718的2.7倍, 并有继续增长的趋势. 比较样品的平均空蚀深度曲线发现, 两种测试样品均展示了与上述一致的趋势特征. 因此, Inconel 718镍基超合金的抗空蚀磨损性能是优于316L不锈钢的. 对空蚀率曲线[图4(b)]进一步分析发现, 虽然在整个过程中两种测试样品的空蚀率会有起伏变化, 但是316L的空蚀率始终高于Inconel 718, 并且随着空蚀时间的延长两种测试样品之间的空蚀率差距逐渐扩大. 另外, 两种测试样品的空蚀率曲线在各自的孕育期阶段内, 大约在空蚀30~40 min时间范围内, 均呈现先升后降的态势, 初步判断在此期间材料内部结构可能发生了变化, 研究认为<sup>[13]</sup>, 在空蚀磨损初期即没有明显质量损失的时期, 材料表面在空泡溃灭产生的冲击作用下会出现加工硬化现象, 这也是导致空蚀率在这一时期出现波动的可能原因之一.

### 2.2.2 表面粗糙度分析

图5所示为Inconel 718镍基超合金与316L不锈钢空蚀表面粗糙度演变规律. 从图5中可以看出, 两种测试样品的表面粗糙度数值均随空蚀时间的延长呈上升的变化趋势. Inconel 718在经历600 min空蚀测试后粗糙度从空蚀前的 $0.125 \mu\text{m}$ 增至 $1.289 \mu\text{m}$ , 增加了 $1.164 \mu\text{m}$ , 316L在该过程中则从最初的 $0.132 \mu\text{m}$ 增至 $2.654 \mu\text{m}$ , 增加了 $2.522 \mu\text{m}$ , 增幅程度大约是Inconel 718的2.1倍. 在整个空蚀过程中, Inconel 718的表面粗糙度数值始终小于316L, 说明Inconel 718在空蚀过程中表面变化程度相对平缓. 不仅如此, 两种测试样品在相同时间节点区间内的增幅也有较大差异, 在空蚀至180 min后, Inconel 718的表面粗糙度对应增量仅为

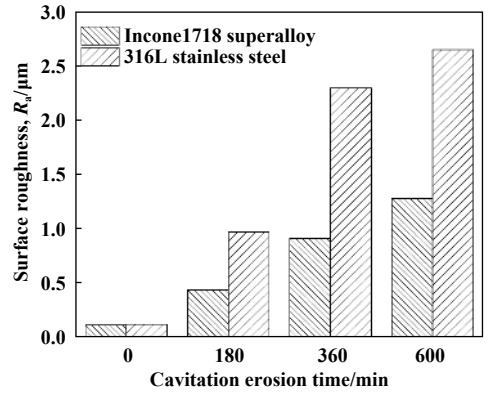


Fig. 5 Surface roughness( $R_a$ ) as a function of the erosion time

图5 不同时间表面粗糙度( $R_a$ )变化

$0.324 \mu\text{m}$ , 316 L对应增量 $0.849 \mu\text{m}$ , 大约是Inconel 718的2.6倍. 当空蚀时间延长至360 min, 较空蚀180 min相比Inconel 718增加 $0.474 \mu\text{m}$ 达到 $0.923 \mu\text{m}$ ; 相比之下316L则增长较快, 增加 $1.322 \mu\text{m}$ 达到 $2.303 \mu\text{m}$ . 从图5中可清楚地发现, 在该区间内两种测试样品表面粗糙度的增幅程度均达到了各自的最高值, 不过Inconel 718的增幅程度大概仅是316L的三分之一, 说明Inconel 718表面粗糙度增长相对缓慢. 在随后空蚀时间累计至600 min过程中, 两种测试样品的表面粗糙度增幅均有降低表现, Inconel 718增加 $0.366 \mu\text{m}$ , 316L甚至略低于Inconel 718增量为 $0.351 \mu\text{m}$ . 回顾整个过程, 可以看出两种测试样品的表面粗糙度变化最显著的阶段均是在第二阶段. 虽有研究表明材料表面抗空蚀性能与材料硬度有一定关系, 但并未得到共识<sup>[14]</sup>. 因此本文中设想表面粗糙度的变化也从另一方面衡量了材料在抵抗塑性变形、裂纹扩展以及材料剥落等方面的能力.

## 2.3 空蚀机理

### 2.3.1 空蚀表面组织结构演变

在1 mm狭缝系统下对测试样品进行高分辨X射线衍射物相分析得到图6图谱, 图6(a)的衍射结果表明, Inconel 718在空蚀前基体组织为奥氏体且包含一些金属间化合物, 如 $\text{AlNi}_3$ 、 $\text{Ni}_3\text{Fe}$ . 随着空蚀时间的延长, 主峰强度呈现出先增强后减弱的变化, 谱峰形状基本保持不变且未发生偏移等变动. 在整个空蚀过程中无新峰形成, 说明Inconel 718在整个空蚀阶段并未发生相变等组织结构演变. 316L则有不同的表现, 主峰强度随空蚀的进行逐渐减弱, 谱峰形状与位置均发生变化, 并检测出在衍射角( $2\theta$ )接近 $45^\circ$ 的位置存在新的衍射峰, 表明空蚀过程中有新相形成, 初步判断认为样品在空蚀过程中因连续不断地空泡溃灭产生的压力冲击作用下诱导形成新相<sup>[15]</sup>. 根据布拉格衍射公

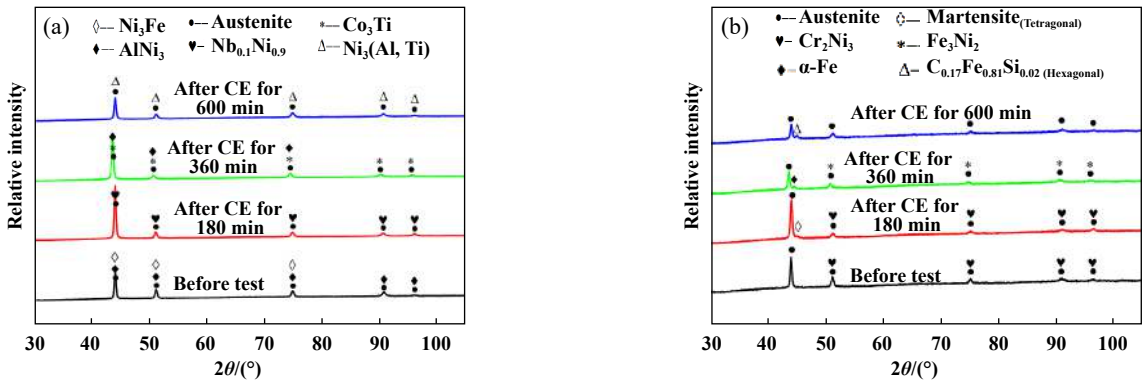


Fig. 6 XRD patterns of Inconel 718 (a) and 316L (b) at different cavitation erosion time

图6 测试样品Inconel 718 (a)和316L(b)在不同空蚀时间的XRD图谱

式 $2d\sin\theta=\lambda$ 计算出晶面间距 $d$ 的数值,并与XRD的PDF标准卡片进行比照,推测在空蚀时间延长至180、360和600 min时,得到的衍射峰分别倾向于四方晶系 $C_{0.08}Fe_{1.92}$ 、 $\alpha$ -Fe和六方晶系 $C_{0.17}Fe_{0.81}Si_{0.02}$ 物相。结合空蚀磨损率曲线[见图4(b)]分析发现,当空蚀至180 min,新相的出现并未引起空蚀率的降低;反而在空蚀至360和600 min时,空蚀率有不同程度的降低,这可能与新相的形成及组织结构的差异有关。

### 2.3.2 空蚀磨损表面微观形貌

图7为测试样品在不同空蚀时间的空蚀表面形貌的SEM照片。从图7(a)看出,空蚀60 min后,Inconel 718空蚀表面呈现轻微的起伏未观察到明显的塑性变形,损伤发生在晶界及孪晶界处,晶粒内部基本没有损伤。与此同时,316L空蚀表面波动起伏显著,部分形貌呈褶皱状凸起,产生轻微的塑性变形[见图7(c)]。当空蚀时间增至180 min,与空蚀60 min后的表面形貌相比,Inconel 718塑性变形程度提高,但依然留有较为完整的原始形貌于晶粒内部,随着晶界破损程度的不断升级,在一些破损晶界处伴随有凹坑的形成[见图7(b)],晶界作为相对薄弱界面,在空蚀过程中容易形成应力集中促使破损程度不断扩大<sup>[16]</sup>。相比之下,316L已进入空蚀第二阶段,空蚀表面破损程度进一步加深,凹凸不平呈山脊状,晶粒形状基本无法识别,在连续不断地空泡溃灭冲击下,部分表面形成空洞。空蚀360 min后,Inconel 718表面绝大部分已遭受空蚀破坏,空蚀表面形貌呈山脊状,且在凹凸不平之间有微裂纹的出现,但仍有少数区域保留有原始表面形貌。在此期间,316L不仅有微裂纹的产生,大面积的类似酒窝状的深坑也成为了这一阶段的特征,相关研究报道<sup>[10]</sup>,深坑的形成可能是由于材料表面在空泡溃灭的反复冲击作用下,裂纹扩展导致材料不断损失并促使许多空蚀

小坑相互合并形成。当空蚀磨损600 min后,两种测试样品的表面形貌相似,均呈现出爆米花状的破损形式。与Inconel 718比较可以明显看出,316L的空蚀磨损程度更为严重,局部深坑显著。

为加深理解Inconel 718微观组织结构在空蚀过程中的演变机理,通过FESEM场发射电镜对样品空蚀表面作了进一步考察。图8为Inconel 718空蚀磨损120 min后空蚀表面的FESEM照片,图中示出空蚀表面有形变孪晶形成。与空蚀前的表面形貌相比,空蚀120 min后,观察到空蚀磨损表面有明显的形变孪晶,且与空蚀前腐蚀后的金相形貌相比,形变孪晶有明显增多的趋势。研究推测,Inconel 718表面在空蚀过程中受到空泡溃灭的冲击引发塑性变形并在材料内部产生内应力,随着空蚀的继续,材料内部的滑移不断进行,由于孪生是在晶体已产生一定变形的情况下才开始的<sup>[17]</sup>,于是滑移的产生为孪生提供了相应的内部条件,因此,Inconel 718在空蚀条件下可能产生形变孪晶。相关研究<sup>[18-19]</sup>也证明了Inconel 718在一定的变形条件下,组织中确实存在形变孪晶,并提出产生这一现象的原因是由于 $\gamma'$ 强化相层错能低,不全位错切过 $\gamma'$ 相及基体,最终发生形变孪晶。Inconel 718作为析出强化型高温合金,其主要强化相 $\gamma'$ ( $Ni_3Nb$ )为体心四方结构,当遇到温度等条件变化时,强化相 $\gamma'$ 将从材料内部脱溶析出。空蚀过程中空泡溃灭不仅可以引发对材料表面的机械冲击作用而且会在材料表面产生瞬时高温,由此本文中设想这些环境变化可能使Inconel 718材料内部在滑移变形过程中出现上述类似现象从而形成孪晶。

### 2.3.3 空蚀断面形貌

图9为Inconel 718与316L空蚀600 min后的断面形貌的SEM照片,从图9中可以看出,两种测试样品表面在空蚀600 min后均呈现许多显著的、形状各异、深度

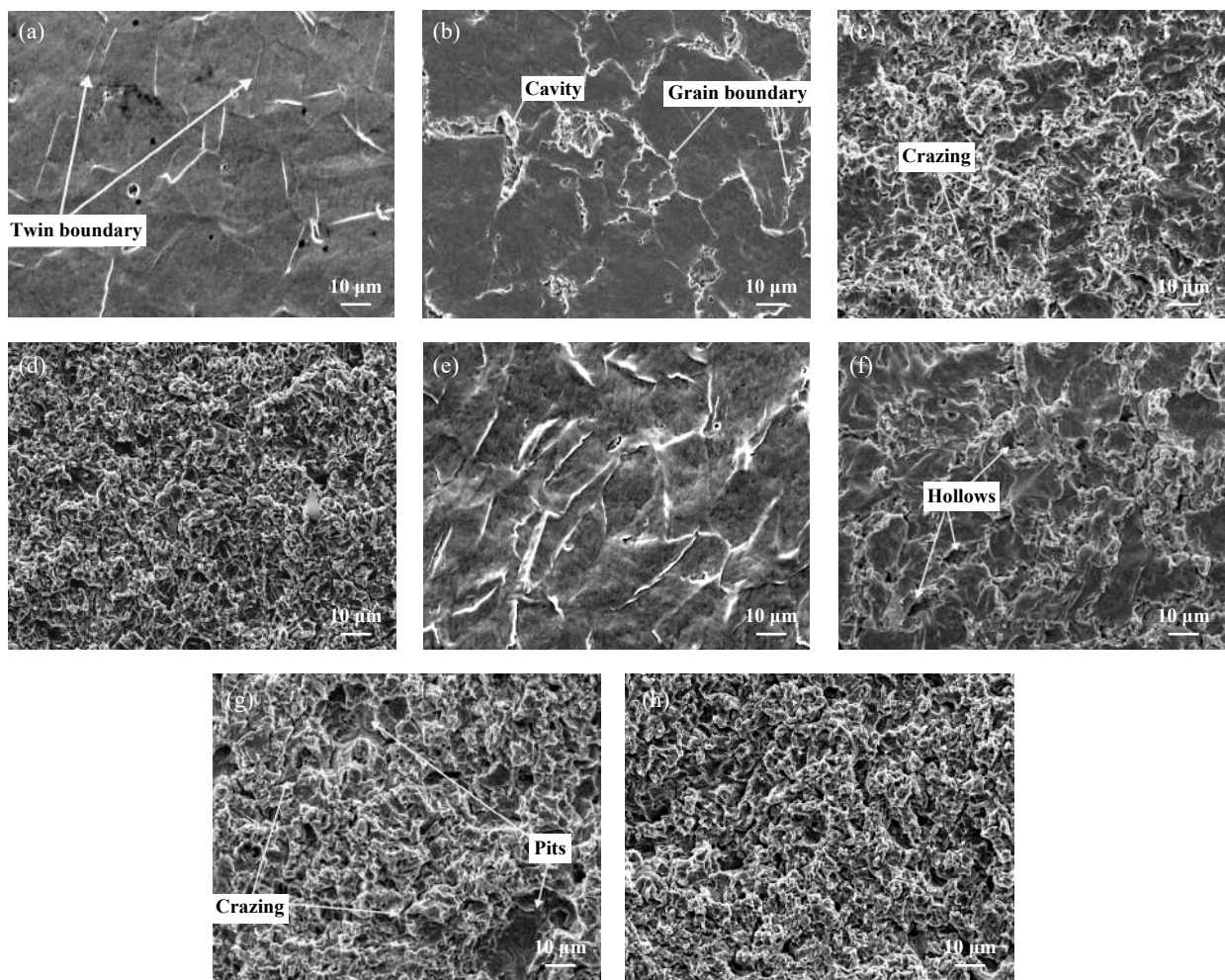


Fig. 7 Typical SEM micrographs of damaged surface of Inconel 718 (a~d) and 316L stainless steel (e~h) after cavitation erosion for (a) 60 min, (b) 180 min, (c) 360 min, (d) 600 min; (e) 60 min, (f) 180 min, (g) 360 min, (h) 600 min

图 7 Inconel 718(a~d)和316L不锈钢(e~h)空蚀磨损形貌的SEM照片: (a) 60 min, (b) 180 min, (c) 360 min, (d) 600 min; (e) 60 min, (f) 180 min, (g) 360 min, (h) 600 min

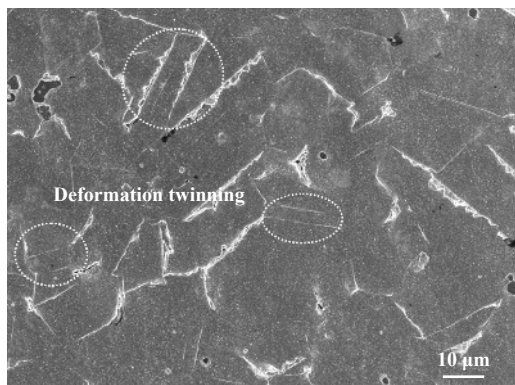


Fig. 8 Typical FESEM micrograph of the eroded surface of Inconel 718 after cavitation erosion 120 min

图 8 Inconel 718空蚀磨损120 min后FESEM显微照片

不同的凹坑分布于空蚀磨损表面, 且Inconel 718较316L起伏变化较弱. 特别是从316L[见图9(b)]的断面形貌中可以清楚地观察到裂纹扩展的现象, 这些裂纹

方向不尽相同, 既有与空蚀表面垂直的也有与表面呈一定倾斜角度的, 并且长短不一, 其中大多数裂纹处于凹坑底部位置, 由此表明, 裂纹的扩展是凹坑不断扩大并导致较大质量损失的直接原因.

### 3 结论

a. Inconel 718空蚀600 min后的平均空蚀深度(MDE)约为316L的1/3; Inconel 718的空蚀孕育期时长约为316L的2倍.

b. Inconel 718在空蚀孕育期晶界、孪晶界首先出现损伤, 晶粒内部基本没有出现损伤, 316L则是在晶内与晶界处同时产生破损, 空蚀表面波动起伏显著, 形成褶皱状凸起. 在空蚀加速期, Inconel 718空蚀质量损失的显著提升是由于空蚀表面微裂纹的扩展导致材料逐渐剥落引起的; 316L在此阶段塑性变形严重,



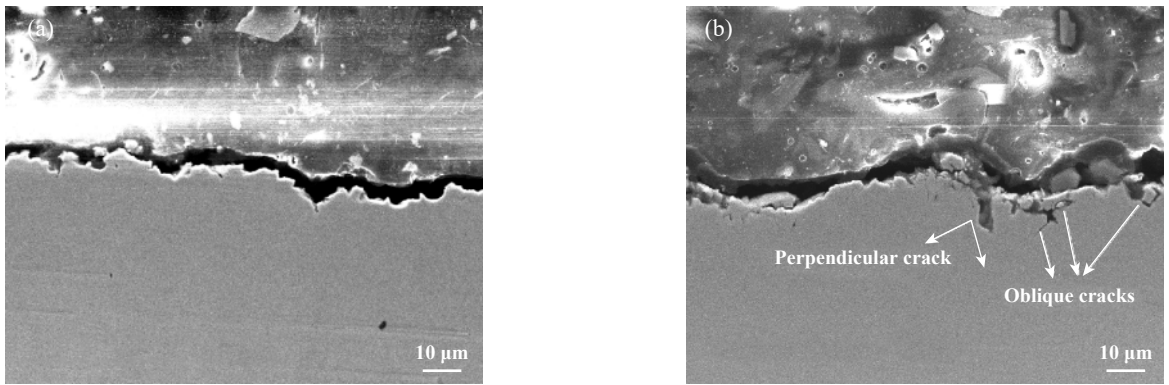


Fig. 9 Typical SEM micrographs of cross section of Inconel 718 superalloy (a) and 316L stainless steel (b) after cavitation erosion for 600 min

图9 空蚀600 min后测试样品断面形貌的SEM照片:(a) Inconel 718, (b) 316L不锈钢

空蚀表面凹坑随时间延长不断形成与合并,最终导致空蚀质量损失大幅提升。

c. Inconel 718在空蚀过程中无新相形成,随着空蚀时间的延长,主峰强度呈现先增强后减弱的变化,谱峰形状基本保持不变且未发生偏移等变动;316L则表现为在衍射角( $2\theta$ )接近 $45^\circ$ 处检测出有新相形成,得到的衍射峰可能分别倾向于四方晶系 $C_{0.08}Fe_{1.92}$ 、 $\alpha$ -Fe和六方晶系 $C_{0.17}Fe_{0.81}Si_{0.02}$ 物相。

d. Inconel 718空蚀至120 min,空蚀表面观察到形变孪晶存在,且与空蚀前形貌相比有明显增多的趋势。

## 4 致谢

感谢河南科技大学高端轴承摩擦学技术与应用国家地方联合工程实验室、中国科学院兰州化学物理研究所固体润滑国家重点实验室以及李冬梅、戴雅璇和寇冠涛等各位老师的支持与帮助。

## 参考文献

- [1] Hu H X, Guo X M, Zheng Y G. Comparison of the cavitation erosion and slurry erosion behavior of cobalt-based and nickel-based coatings[J]. *Wear*, 2019, 428: 246–257.
- [2] Takashi Naoe, Takashi Wakui. Cavitation damage in double-walled mercury target vessel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, 506: 35–42. doi: 10.1016/j.jnucmat.2017.10.044.
- [3] Lian J J, Gou W J, Li H P, et al. Effect of sediment size on damage caused by cavitation erosion and abrasive wear in sediment-water mixture[J]. *Wear*, 2018, 398: 201–208.
- [4] ASTM G 32-10. Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus[S]. ASTM Committee, 2010.
- [5] Cheng F, Ji W X, Qian C H, et al. Cavitation bubbles dynamics and cavitation erosion in water jet[J]. *Results in Physics*, 2018, 9: 1585–1593. doi: 10.1016/j.rinp.2018.05.002.
- [6] Wang Zaiyou, Long Nidong, Zhu Jinhua. Review on material

resistant to cavitation erosion and its application[J]. *Material Development and Application*, 2001, 16(6): 34–38 (in Chinese) [王再友, 龙霓东, 朱金华. 抗空蚀材料研究应用进展[J]. *材料开发与应用*, 2001, 16(6): 34–38]. doi: 10.3969/j.issn.1003-1545.2001.06.011.

- [7] Gottardi G, Tocci M. Cavitation erosion behaviour of an innovative aluminium alloy for Hybrid Aluminium Forging[J]. *Wear*, 2018, 394: 1–10.
- [8] Dong Z H, Zhou T, Liu J, et al. Cavitation erosion behaviors of surface chromizing layer on 316L stainless steel[J]. *Ultrasonics-Sonochemistry*, 2019, 58: 104668. doi: 10.1016/j.ultsonch.2019.104668.
- [9] Hu H X, Zheng Y G, Qin C P. Comparison of Inconel 625 and Inconel 600 in resistance to cavitation erosion and jet impingement erosion[J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2010, 240(10): 2721–2730. doi: 10.1016/j.nucengdes.2010.07.021.
- [10] Li Z, Han J S, Lu J J, et al. Cavitation erosion behavior of Hastelloy C-276 nickel-based alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 619: 754–759.
- [11] Cao G H, Sun T Y, Wang C H, et al. Investigations of  $\gamma'$ ,  $\gamma''$  and  $\delta$  precipitates in heat-treated Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Characterization*, 2018, 136: 398–406. doi: 10.1016/j.matchar.2018.01.006.
- [12] Li Z, Zhou J S, Han J S, et al. Formation of cavitation-induced nanosize precipitates on the eroded surface for Inconel 718 alloy[J]. *Materials Letters*, 2015, 164: 267–269.
- [13] Balamurugan K. A study on the compressive residual stress due to waterjet cavitation peening[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2018, 92: 268–277. doi: 10.1016/j.engfailanal.2018.05.012.
- [14] Shuji Hattori, Tetsuo Kitagawa. Analysis of cavitation erosion resistance of cast iron and nonferrous metals based on database and comparison with carbon steel data[J]. *Wear*, 2010, 269: 443–448. doi: 10.1016/j.wear.2010.04.031.
- [15] Fu Wantang, Zhang Dongsheng. Microstructure changes during cavitation erosion for a Cr Mn N stainless steel with metastable

- austenite[J]. *Iron And Steel*, 1999, 34(10): 42–44 (in Chinese) [傅万堂, 张东升. 奥氏体铬锰氮不锈钢在气蚀过程中的组织变化[J]. *钢铁*, 1999, 34(10): 42–44]. doi: [10.3321/j.issn:0449-749X.1999.10.012](https://doi.org/10.3321/j.issn:0449-749X.1999.10.012).
- [16] Wenji Ai, K H Lo, C T Kwok. Cavitation erosion of a spinodally decomposed wrought duplex stainless steel in a benign environment[J]. *Wear*, 2019, 424: 111–121.
- [17] Ha Kuanfu. Microscopic theory of mechanical properties of metals[M]. Beijing: Science Press, 1983: 37-62(in Chinese) [哈宽富. 金属力学性质的微观理论[M]. 北京: 科学出版社, 1983: 37-62].
- [18] Huang Lifeng, Sun Wenru, Guo Shouren, et al. Twinning mechanism of Inconel 718 alloy during creeping[J]. *Rare Metal Materiala and Engineering*, 2007, 36(11): 1924–1927 (in Chinese) [黄历锋, 孙文儒, 郭守仁, 等. Inconel 718合金的蠕变孪晶机制[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(11): 1924–1927]. doi: [10.3321/j.issn:1002-185x.2007.11.010](https://doi.org/10.3321/j.issn:1002-185x.2007.11.010).
- [19] Sundararaman M. Deformation behavior of  $\gamma''$  strengthened Inconel 718[J]. *Acta Metal*, 1988, 36(4): 847–864. doi: [10.1016/0001-6160\(88\)90139-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90139-3).