

# 有外来扩散源条件下 DD402 单晶合金中的 $\gamma'$ 相筏形化

闫来成<sup>1)</sup>✉ 孙家华<sup>2)</sup> 燕平<sup>2)</sup> 赵京晨<sup>2)</sup>

1) 安泰科技股份有限公司, 北京 100081 2) 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081

✉ 通信作者, E-mail: yanlaicheng@atmen.com

**摘要** 研究了热等静压(HIP)连接 DD402 单晶合金与 FGH95 粉末合金的扩散偶中, DD402 单晶合金的  $\gamma'$  相筏形化过程. 提出了一种新的  $\gamma'$  相筏形化的机理, 分析了  $\gamma'$  相筏形化的驱动力问题, 建立了  $\gamma'$  相筏形化过程的物理模型. 讨论了筏形  $\gamma'$  片层厚度与原始  $\gamma'$  相的尺寸、体积分数以及  $\gamma'$  相形成元素的扩散流量之间的关系. 结果表明, 单晶合金的  $\gamma'$  相筏形化是由于其形成元素的扩散使  $\gamma'$  定向长大. 筏形化的过程包括两个阶段: 一是  $\gamma'$  粒子的定向连接阶段; 二是筏形  $\gamma'$  片层的平坦化. 筏形化  $\gamma'$  的初始片层厚度及筏形化方向主要由  $\gamma'$  原始尺寸及晶体取向决定.

**关键词** 单晶合金; 高温合金; 筏形化; 扩散; 热等静压

**分类号** TG 111.5

## $\gamma'$ phase rafting in single crystal DD402 superalloy under element diffusion from outer sources

YAN Lai-cheng<sup>1)</sup>✉, SUN Jia-hua<sup>2)</sup>, YAN Ping<sup>2)</sup>, ZHAO Jing-chen<sup>2)</sup>

1) Advanced Technology & Materials Co. Ltd., Beijing 100081, China

2) High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

✉ Corresponding author, E-mail: yanlaicheng@atmen.com

**ABSTRACT** The rafting procedure of  $\gamma'$  phase in single crystal DD402 for DD402/FGH95 diffusion couples bonded by hot isostatic pressing (HIP) was studied. A new rafting mechanism of  $\gamma'$  phase was suggested. The driving force of rafting  $\gamma'$  phase was analyzed and a physical model of the rafting procedure of  $\gamma'$  phase was constructed. The relations of the width of rafted  $\gamma'$  phase pieces with the original size, volume fraction and constitutional element diffusion flux of  $\gamma'$  phase were discussed in details. The results show that the rafted reason of  $\gamma'$  phase in the single crystal is the continuous directional growth of  $\gamma'$  phase driven by diffusion of its constitutional elements. The rafted process includes two stages, one is the directional connect of  $\gamma'$  particles, and the other is the plainness process of  $\gamma'$  pieces. The width and direction of rafted  $\gamma'$  pieces were closely related to the original size and crystal orientation of  $\gamma'$  phase.

**KEY WORDS** single crystals; superalloys; rafting; diffusion; hot isostatic pressing

采用热等静压(hot isostatic pressing, HIP)扩散连接涡轮叶片和涡轮盘的技术, 制造航空航天用小型发动机涡轮转子已经得到广泛应用. 其中, 扩散连接镍基单晶叶片和粉末涡轮盘时, 在结合界面区的单晶合金中  $\gamma'$  相出现了筏形化, 这将直接影响结合界面的蠕变强度, 而且这一现象与传统  $\gamma'$  相筏形化条件和结果完全不同. 单晶合金中  $\gamma'$  相筏形化的

本质是其形成元素发生了定向扩散, 为了论述方便, 可以将  $\gamma'$  相筏形化条件分为无外来扩散源和有外来扩散源两类. 目前, 在单向应力状态下的蠕变过程中, 单晶合金中的  $\gamma'$  相筏形化属于无外来扩散源类. 相关的形成机理已有大量的研究<sup>[1-3]</sup>, 认为  $\gamma'$  相与  $\gamma$  基体的错配度和弹性模量差是造成  $\gamma'$  相筏形化的内因, 其特点是在弹性驱动力的作用下, 依靠消

耗  $\gamma'$  相自身的形成元素,在内部形成元素的定向扩散,从而实现  $\gamma'$  相的筏形化<sup>[4]</sup>. 一些作者还全面讨论了  $\gamma'$  相的晶体取向与受力状态对  $\gamma'$  相筏形化的影响<sup>[5-9]</sup>. 在 HIP 扩散连接的 DD402/FGH95 扩散偶中,单晶合金中  $\gamma'$  相筏形化是一种有外来扩散源的筏形化过程<sup>[10]</sup>,其特点是在结合界面处由于  $\gamma'$  相形成元素的互扩散,局部区域的化学成分发生了明显变化,从而使该区域中 DD402 单晶中的  $\gamma'$  相出现了筏形化. 然而,对于这类  $\gamma'$  相筏形化过程中,元素定向扩散的驱动力、扩散途径以及  $\gamma'$  相筏形化的影响因素等方面的研究至今很少报道. 因此深入揭示这类有外来扩散源条件下的单晶合金  $\gamma'$  相筏形化机理,对于补充和完善  $\gamma'$  相筏形化理论、优化 HIP 扩散连接工艺有重要意义.

### 1 实验材料及方法

DD402 单晶合金的化学成分(质量分数)为: Al, 5.33%; Cr, 7.39%; Co, 4.76%; Mo, 0.64%; Ta, 5.87%; Ti, 1.06%; W, 7.76%; Ni, 余量. FGH95 粉末合金的化学成分(质量分数)为: Al, 3.5%; Cr, 12.96%; Co, 8.17%; Mo, 3.34%; Ti, 2.26%; W, 3.38%; Nb, 3.32%, C, 0.06%; Ni, 余量.

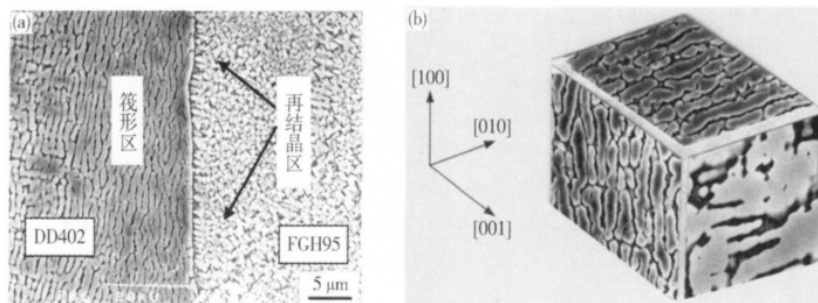


图 1 热等静压后结合界面的组织结构 (a) 与筏形  $\gamma'$  相形貌 (b)  
 Fig. 1 Structure of bonding interface (a) and rafted  $\gamma'$  phase morphology (b) after HIP

图 2 示出扩散偶中结合界面处  $\gamma'$  相形成元素的分布规律. 左侧是 DD402 单晶, 右侧是 FGH95 合金. 图 2 中横坐标中的 0 点是出现筏形  $\gamma'$  相的位置, 0 点右侧  $5 \sim 8 \mu\text{m}$  处是原始结合界面. 在 DD402 单晶侧的筏形  $\gamma'$  区出现了元素 Al、Ti 和 Ta 的富集, 其宽度约为  $20 \mu\text{m}$ <sup>[10]</sup>. 这是因为 HIP 扩散过程是多组分的物系在恒温恒压条件下的互扩散过程, 根据吉布斯函数理论, 由于扩散过程中元素的相互作用和体积分数的变化, 其中的 Al、Ta 原子的化学位发生了改变, 形成了与成分梯度反向的化学位梯度, 并驱动元素 Al、Ta 发生沿浓度梯度方向的上坡扩散, 即

DD402 单晶合金采用螺旋选晶法定向凝固精铸而成, 单晶取向偏离 [001] 不超过  $7^\circ$ . 所有单晶合金需进行预固溶处理 ( $1315^\circ\text{C}$ , 3 h, 空冷 (AC)). 将两种合金的待连接面净化处理后, 封装在真空度为  $10^{-3}$  Pa 的包套中并热等静压, 获得双合金 DD402/FGH95 扩散偶.

热等静压设备为北京有色金属研究院的 ASEA 型热等静压机, 热等静压温度、压力和时间分别为  $1166^\circ\text{C}$ 、103 MPa 和 3 h, 采用 S250MK3 型和 TSM-6400 型扫描电镜进行结合界面区的组织观察和成分测定.

### 2 实验结果

图 1 为热等静压后结合界面的组织和 DD402 单晶一侧中筏形  $\gamma'$  相形貌. DD402 单晶中在 (100) 面和 (010) 面上  $\gamma'$  相均出现明显的筏状, 在 (001) 面上可以看到片状的  $\gamma'$  相. 由此可见, HIP 过程中, 单晶合金中的  $\gamma'$  粒子同时沿 [100] 和 [010] 两个方向的二维定向长大, 致使沿这两个方向上的  $\gamma'$  粒子相互连接, 形成片状  $\gamma'$  相 (筏形化). 在结合界面区的组织中, DD402 一侧的  $\gamma'$  筏形化区宽度为  $15 \sim 20 \mu\text{m}$ . 另外, 在 DD402 与 FGH95 间形成了一个再结晶区, 并向 DD402 一侧生长.

Al、Ta 由 0 点右侧的再结晶区向 DD402 内侧高浓度方向扩散; 而元素 Ti 是在成分梯度的作用下由 FGH95 侧向 DD402 侧扩散, 最后形成了元素 Al、Ti 和 Ta 的局部富集区.

综上所述, HIP 扩散连接过程中, 结合界面处首先发生塑性变形, 使结合界面充分接触, 以利于元素互扩散并形成金属键, 最终使界面冶金结合. 在 HIP 扩散连接的 DD402/FGH95 扩散偶中, 结合界面处出现了一个多组分的物系扩散区, 并形成了  $\gamma'$  相筏形化区和再结晶区组成的过渡区, 如图 3 所示. 其中  $\gamma'$  相筏形化区 ( $d_2$  区) 宽度与其形成元素的富

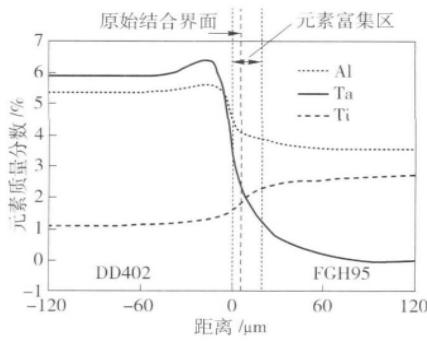
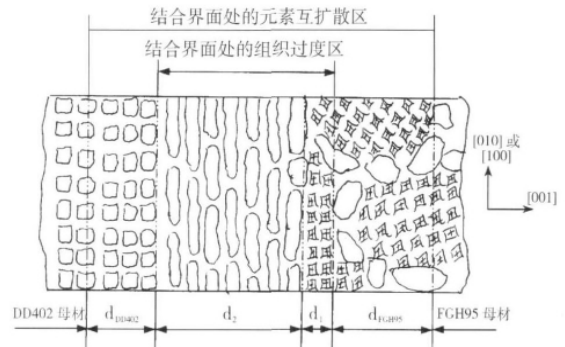


图 2 热等静压后扩散偶中 Al、Ta 和 Ti 的元素分布

Fig. 2 Element distributions of Al, Ta and Ti in the diffusion couple after HIP

集区的位置和宽度基本一致。再结晶区 ( $d_1$  区) 的组织与 FGH95 类似, 这是因为在 HIP 时, 作用于界面处塑性变形的功是内耗功, 而且部分转化为热量, 使局部升温, 剩余部分以不同的结构形式 (如位错、弹性应变等) 储存下来<sup>[11]</sup>。所以, 界面区的温度将超过 1 165 °C (即 FGH95 合金的  $\gamma'$  相溶解温度), 使界面处 FGH95 合金的组织由粗大的枝晶变为完全的

再结晶组织。同时, 由于元素的互扩散, 再结晶晶粒明显长大, 其中的  $\gamma'$  粒子向 DD402 侧定向生长<sup>[12]</sup>, 即原始结合界面向 DD402 侧推移 (图 4)。



I—结合界面位置, 左侧是  $d_1$  区 (“田”字型  $\gamma'$  区), 右侧是  $d_{FGH95}$  区; II— $d_1$  区 “田”字型  $\gamma'$  区与  $d_2$  区 (筏形化  $\gamma'$  区) 的交界位置; III— $d_2$  区 (筏形化  $\gamma'$  区) 结束的位置, 左侧是  $d_{FGH95}$  区。

图 3 热等静压后 DD402/FGH95 结合界面组织结构与元素互扩散区

Fig. 3 Section structure and counter-diffusion of elements in the bonding DD402/FGH95 couple after HIP

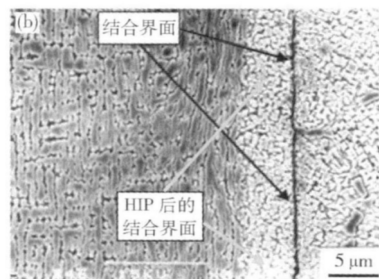
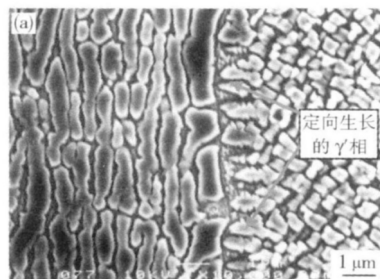


图 4 热等静压后结合界面与定向生长的  $\gamma'$  相。(a) FGH95 合金侧定向生长的  $\gamma'$  相; (b) 原始结合界面迁移

Fig. 4 Interface and directional growth  $\gamma'$  phase in the bonding couple after HIP: (a) directional growth  $\gamma'$  phase in the FGH95; (b) movement of the primary interface

### 3 分析与讨论

#### 3.1 $\gamma'$ 相筏形化的驱动力

$\gamma'$  相筏形化的本质是  $\gamma'$  相形成元素的定向扩散。一般地, 元素定向扩散的驱动力有化学位梯度、成分梯度和应力梯度等。

实验结果中, 根据能谱分析仪测定结果表明,  $\gamma'$  相筏形区呈现出元素 Al、Ti 和 Ta 的局部富集。上述分析认为, 这是元素化学位梯度和浓度梯度共同作用的结果。然而, 现有关于  $\gamma'$  相筏形化的理论普遍认为:  $\gamma'$  相与  $\gamma$  基体的错配度和弹性模量差是造成  $\gamma'$  相筏形化的内在驱动力, 对于负错配度镍基单晶高温合金, 在拉应力条件下,  $\gamma'$  相筏形化方向与应力轴垂直 (即 N-型筏状结构); 在压应力条件下,  $\gamma'$  相

筏形化方向与应力轴平行 (即 P-型筏状结构)。但是, 本实验的结合界面在 HIP 过程中将产生塑性变形, 并沿垂直结合界面方向形成一定范围的压应力梯度场。如果按目前的理论, 应该形成垂直于结合界面的筏形  $\gamma'$  相 (即 P-型筏状结构), 但实际结果相反。另外, 为了进一步研究结合界面应力梯度场是否是导致  $\gamma'$  相筏形化的因素, 采用了 DD402/DD402 扩散偶, 经 1 166 °C / 103 MPa / 3 h 热等静压后, 结合界面未出现  $\gamma'$  相筏形化, 仅是  $\gamma'$  相呈现球化特征 (图 5)。分析认为: 由于热等静压压力属各向同性, 不会导致  $\gamma$  基体和  $\gamma'$  沉淀相中弹性应变的各向异性; 而在结合界面区的压应力梯度场所产生的应变能, 未能使  $\gamma'$  相的形成元素定向迁移并筏形化, 仅促使界面区的立方  $\gamma'$  相发生了球化。

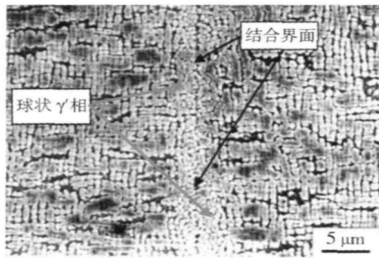


图 5 应力梯度对 HIP 后 DD402/DD402 扩散偶中的  $\gamma'$  相形貌的影响

Fig. 5 Effects of strain gradient on the morphology of  $\gamma'$  phase in the DD402/DD402 diffusion couple after HIP

综上所述,在热等静压扩散连接的 DD402 /

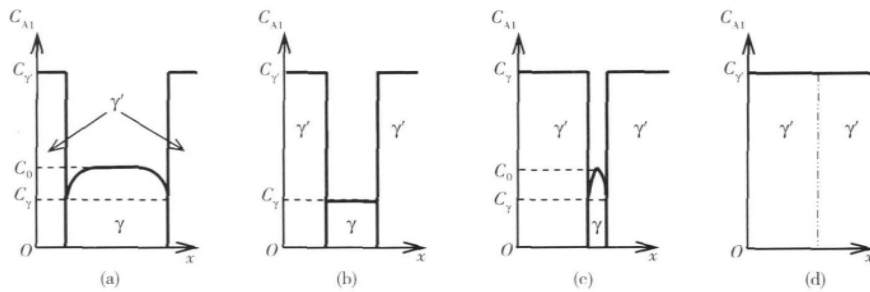


图 6  $\gamma'$  相定向长大时  $\gamma'/\gamma$  界面处  $\gamma'$  相形成元素的分布。(a) 自扩散长大; (b) 自扩散长大结束; (c) 有外来扩散源的扩散长大; (d) 有外来扩散源的扩散长大结束

Fig. 6 Element distribution of  $\gamma'$  particles on the  $\gamma'/\gamma$  boundary during the directional growth: (a) growth with self-diffusion; (b) end of self-diffusion growth; (c) growth with diffusion from the outer diffusion source; (d) end of growth with the outer diffusion source

$\gamma$  界面处的分布如图 6 (a) 所示,其中  $\gamma'$  相中的元素浓度 ( $C_{\gamma'}$ ) 高;  $\gamma$  基体中 Al、Ta 和 Ti 的浓度为  $C_0$ 。当  $\gamma$  基体中析出了  $\gamma'$  相后,其  $\gamma'/\gamma$  界面处 Al、Ta 和 Ti 元素浓度 ( $C_{\gamma}$ ) 降低。为维持  $\gamma'$  相的不断长大,原子必须从远离  $\gamma'$  相的固溶体中向  $\gamma'/\gamma$  界面扩散。这样  $\gamma'$  相不断长大,  $\gamma'/\gamma$  界面不断向前推移,相邻  $\gamma'$  粒子的间距也不断缩小。当原子难以扩散到  $\gamma'/\gamma$  界面时,  $\gamma'$  相的长大也随之结束,此时的  $\gamma'/\gamma$  界面的 Al、Ta 和 Ti 元素的成分分布处于一种平衡态,如图 6 (b) 所示。这也就是 HIP 前 DD402 单晶中  $\gamma'/\gamma$  界面处元素的分布。此时如果有外来扩散源,能够继续向  $\gamma$  基体中输送 Al、Ta 和 Ti 原子,那么  $\gamma'$  相将继续长大,  $\gamma'$  粒子间距继续减小,直到相邻  $\gamma'$  粒子接合,如图 6 中的 (c)、(d) 所示。

### 3. 2. 2 $\gamma'$ 相粒子的定向连接

基于上述的理论分析,下面具体讨论扩散偶中 DD402 中的  $\gamma'$  相的变化。图 7 是热等静压前扩散偶中 DD402 单晶的  $\gamma'$  相(图中小立方块)结构。其中  $D$  是 DD402 单晶和 FGH95 合金在扩散连接前的界

面间的距离;  $d$  是 DD402 单晶( [001] 取向)中  $\gamma'$  相间的间距,也是 DD402 基体中的扩散通道宽度,为便于阐述元素的扩散特征,三个晶体取向的扩散通道宽度分别表示为  $d_{[100]}$ 、 $d_{[010]}$  和  $d_{[001]}$ 。

### 3. 2 $\gamma'$ 相筏形化的过程及其物理模型

#### 3. 2. 1 筏形化过程中 $\gamma'/\gamma$ 界面处的成分分布

$\gamma'$  相粒子的筏形化过程,即是固溶体中  $\gamma'$  相的定向长大的过程,所以需要了解  $\gamma'/\gamma$  界面的  $\gamma'$  相形成元素的变化规律,具体见图 6。

DD402 单晶的  $\gamma'$  相成核后在固溶体中(成分为  $C_0$ ) 长大的过程中,其形成元素 Al、Ta 和 Ti 等在  $\gamma'/$

面间的距离;  $d$  是 DD402 单晶( [001] 取向)中  $\gamma'$  相间的间距,也是 DD402 基体中的扩散通道宽度,为便于阐述元素的扩散特征,三个晶体取向的扩散通道宽度分别表示为  $d_{[100]}$ 、 $d_{[010]}$  和  $d_{[001]}$ 。

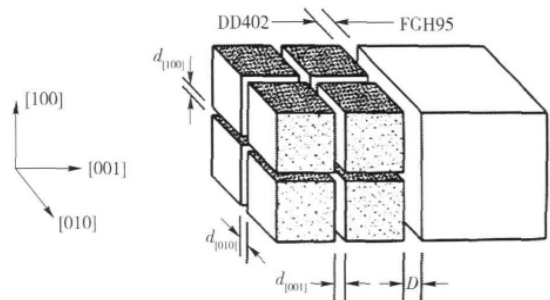


图 7 热等静压前扩散偶中 DD402 单晶的  $\gamma'$  相结构示意图  
Fig. 7 Sketch of the morphology of  $\gamma'$  phase in single crystal DD402 for the diffusion couple before HIP

图 8 是在热等静压过程中,  $\gamma'$  相形成元素的定向扩散及  $\gamma'$  相定向生长的物理模型。当 HIP 时,随着压力升高  $D$  逐渐减小,当减小到原子相互作用的

距离时,便形成了金属键,扩散偶中  $\gamma'$  相形成元素也开始向 DD402 侧扩散(图中的小箭头)。在扩散过程中,在 [001] 方向的通道内,与体中扩散通道接触的  $\gamma'$  相的晶面,即 (100) 面和 (010) 面可以不断地

获得 Al、Ti 和 Ta 原子,所以同时出现了沿 [100] 和 [010] 方向的  $\gamma'$  定向长大。而在 [100] 和 [010] 方向的通道内,由于较少出现  $\gamma'$  相形成元素的定向流动,因此 (001) 面未出现  $\gamma'$  相的定向长大。

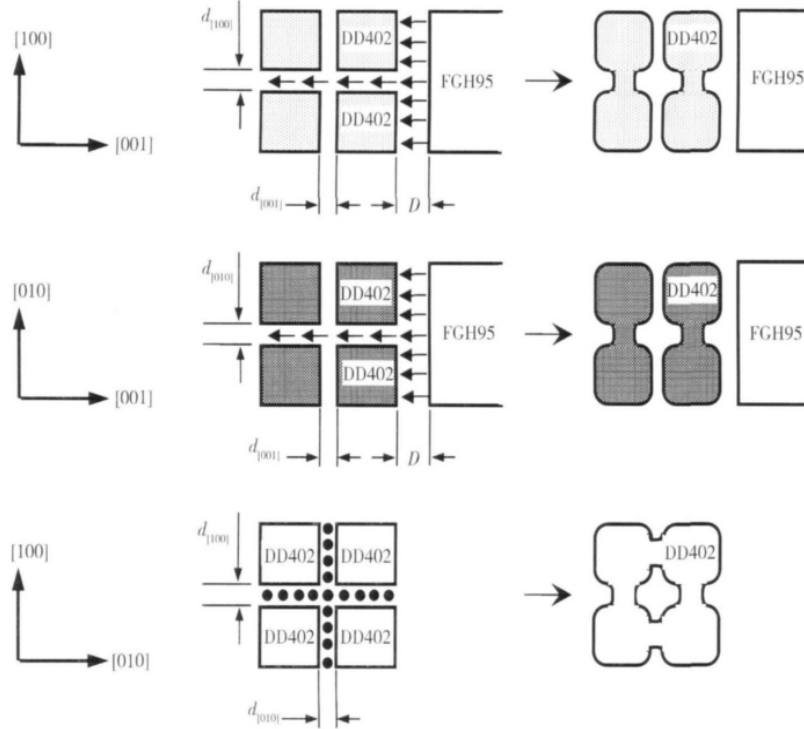


图 8 热等静压过程中元素的定向扩散及  $\gamma'$  粒子定向生长的物理模型

Fig. 8 Physical model of the directional diffusion of elements and the directional growth of  $\gamma'$  particles during HIP

随着元素扩散时间 (HIP 保温保压时间) 的延长,  $\gamma'$  相沿 [100] 和 [010] 两个方向不断定向生长,最后相邻的  $\gamma'$  粒子相遇,元素在  $\gamma$  基体中的扩散通道也不断被封堵。当这些扩散通道被完

全闭合或由于工艺原因中断了  $\gamma'$  相形成元素向 DD402 内侧的扩散时,即完成了第 1 阶段的  $\gamma'$  相定向长大,形成了定向连接态的筏形  $\gamma'$  相,如图 9 所示。

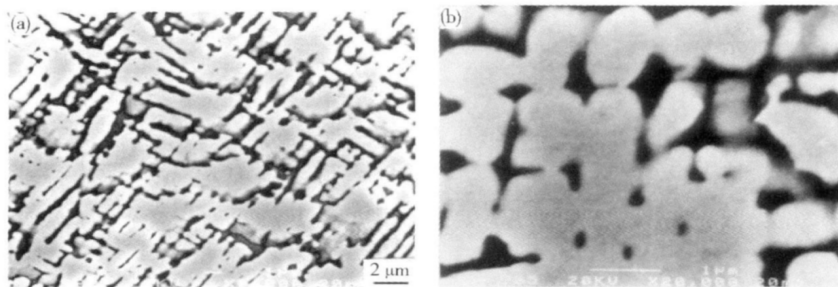


图 9 定向连接的筏形  $\gamma'$  片层形貌。(a) 筏形  $\gamma'$  片层形貌;(b) 定向连接的  $\gamma'$  粒子

Fig. 9 Morphology of rafted  $\gamma'$  pieces after directional connection of  $\gamma'$  particles; (a) morphology of rafted  $\gamma'$  pieces; (b) directional connection of  $\gamma'$  particles

### 3. 2. 3 定向连接的 $\gamma'$ 相的平坦化

当  $\gamma$  基体中的扩散通道被封闭后,  $\gamma'$  相结束了依靠外来扩散源的长大方式,  $\gamma'/\gamma$  界面处元素的成分分布呈一种新的平衡状态。而且在  $\gamma'$  相的凸起

处,其  $\gamma'/\gamma$  界面能高;在定向连接的凹面处,其界面能较低。另外,由于结合界面的应力梯度作用,  $\gamma$  基体和  $\gamma'$  沉淀相中的弹性应变能密度的大小和分布将发生改变。对于 [001] 取向的负错配度 DD402 单晶

合金,在 [001] 方向的应力梯度作用下,  $\gamma'$  基体中的 [100] 和 [010] 方向的点阵错配力与外应力相互减弱, 而 [001] 方向的点阵错配力与外应力相互增强, 导致应变能密度随应力的增加而增大, 而且高于 [100] 和 [010] (垂直于应力梯度) 方向的弹性应变能密度<sup>[8]</sup>.

应变能密度高( [001] 方向) 的基体通道中位错

密度高( 见图 10( a) ), 且其将成为元素快速扩散通道. 因此  $\gamma'$  相定向连接后, 其形成元素将通过位错通道由  $\gamma'$  相凸处向基体中扩散, 并不断向低界面能的  $\gamma'$  相凹处富集, 即通过自扩散完成  $\gamma'$  相凹处的平坦化( 见图 10( b) ), 最后形成如图 10( c) 所示的筏形化  $\gamma'$  相.

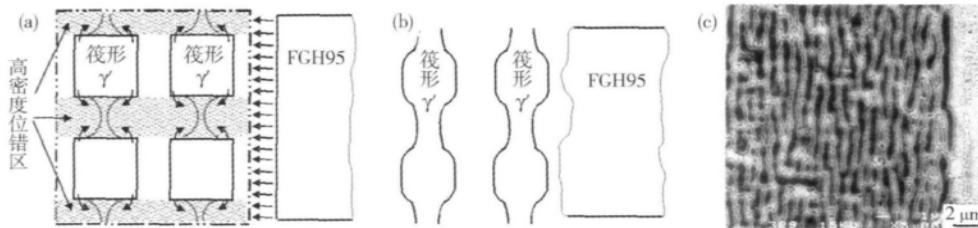


图 10 定向连接的筏形  $\gamma'$  片层平坦化. ( a )  $\gamma'$  定向连接后自扩散示意图; ( b )  $\gamma'$  平坦化后形貌示意图; ( c ) 平坦化后筏形  $\gamma'$  形貌

Fig. 10 Plainness process of rafted  $\gamma'$  phase by directional connection: ( a ) sketch of  $\gamma'$  self-diffusion after directional connection; ( b ) sketch of the morphology of rafted  $\gamma'$  phase after planing; ( c ) morphology of rafted  $\gamma'$  pieces

总之,在化学位梯度和成分梯度的驱动下,  $\gamma'$  相的筏形化可分为两个阶段: 首先,  $\gamma'$  相形成元素在基体 [001] 方向的通道中远程定向扩散,  $\gamma'$  相开始定向生长, 直到相邻的  $\gamma'$  粒子连接; 然后在界面能的驱动下, 通过消耗自身的  $\gamma'$  相形成元素, 产生近程定向自扩散, 使连接部位进一步平坦化.

### 3.3 筏形 $\gamma'$ 相的片层厚度的影响因素分析

#### 3.3.1 原始 $\gamma'$ 相尺寸的影响

当 DD402 的  $\gamma'$  相体积分数一定时, HIP 后的  $\gamma'$  片层厚度主要决定于原始立方状  $\gamma'$  相尺寸, 如果原始  $\gamma'$  相尺寸越细小, 则  $\gamma'$  片层越薄. 所讨论的扩散偶中, DD402 合金原始  $\gamma'$  相的平均尺寸为  $0.5 \mu\text{m}$  左右. 因此,  $\gamma'$  片层平坦化后的平均厚度也约为  $0.5 \mu\text{m}$  左右.

#### 3.3.2 $\gamma'$ 相形成元素扩散流量的影响

上述的筏形化现象中,  $\gamma'$  相定向长大与连接主要是外来扩散源所致; 片层平坦化阶段是  $\gamma'$  相自身消耗并长大的过程. 根据物质守恒定律, 外来  $\gamma'$  相形成元素的扩散流量越大, 平坦化过程中消耗自身元素越少, 筏形  $\gamma'$  相片层越厚.

#### 3.3.3 热等静压工艺的影响

扩散偶中 DD402 合金  $\gamma'$  相筏形化的本质是元素互扩散, 因此热等静压温度、压力和时间均是影响  $\gamma'$  相筏形化的关键因素. 热等静压温度的升高( 低于固溶处理温度) 不仅粗化了  $\gamma'$  相粒子, 而且提高了  $\gamma'$  相形成元素的扩散流量; 热等静压压力越高, 界面区的应力梯度越大, [001] 方向的扩散通道中位错密度越高, 加快了元素的扩散; 延长热等静压时间, 可使  $\gamma'$  相形成元素扩散充分. 因此, 提高上述热

等静压工艺参数都促进了元素扩散, 增加了  $\gamma'$  相形成元素的扩散流量, 均使筏形  $\gamma'$  相片层增厚.

### 3.4 $\gamma'$ 相筏形化的方向

由于  $\gamma'$  相为共格析出, 因此 DD402 合金  $\gamma'$  相定向生长的方向是沿其晶体学方向的, 即沿 [100] 和 [010] 晶向长大, 而与结合界面处  $\gamma'$  相形成元素的定向扩散流(  $J_i$  ) 的方向无关, 如图 11 所示.

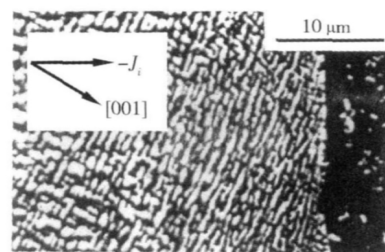


图 11  $\gamma'$  相筏形化的方向与其晶体取向的关系

Fig. 11 Relationship between the original crystal orientation of  $\gamma'$  precipitates and the direction of rafted  $\gamma'$  phase

## 4 结论

(1) 有外来扩散源条件下, DD402 合金中的  $\gamma'$  相筏形化的驱动力是扩散偶中结合界面区的化学位梯度和成分梯度, 而应力梯度加速了  $\gamma'$  相形成元素的扩散.

(2) 筏形化的过程包括两个阶段: 一是  $\gamma'$  相粒子的定向生长和连接阶段, 主要以外来  $\gamma'$  相形成元素的远程扩散为主, 这是  $\gamma'$  相发生筏形化的主要阶段; 二是筏形  $\gamma'$  相片层的平坦化, 主要依靠  $\gamma'$  相自身形成元素的近程自扩散完成.

(3) 影响筏形  $\gamma'$  相片层厚度的主要因素包括 DD402 合金中原始  $\gamma'$  相的体积分数与尺寸, 以及外

来扩散源的元素扩散流量.

(4)  $\gamma'$  相筏形化方向由原始  $\gamma'$  相的晶体取向决定.

#### 参 考 文 献

- [1] Shui L, Tian S G, Jin T, et al. Microstructure of pre-compressed single crystal nickel-base superalloy and its coarsening feature during tensile creep. *Rare Met Mater Eng*, 2006, 35(8): 1182  
(水丽, 田素贵, 金涛, 等. 预压缩单晶镍基合金的组织结构及在拉伸蠕变期间的粗化特征. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(8): 1182)
- [2] Guo X P, Fu H Z, Sun J H. Formation and rotation of  $\gamma'$  rafts in Ni-base single crystal superalloy NASA IR100. *Acta Metall Sin*, 1994, 30(7): A321  
(郭喜平, 付恒志, 孙家华. 单晶高温合金中  $\gamma'$  筏形组织的形成及转动. *金属学报*, 1994, 30(7): A321)
- [3] Tkach T, Dirnfeld S F, Bamberger M, et al. The role of alloying element on  $\gamma'$  phase growth kinetics in Ni-base alloy. *High Temp Mater Processes*, 1996, 15(3): 195
- [4] Peng Z F, Ren Y Y, Fan B Z, et al. A mechanism for directional coarsening of  $\gamma'$  precipitates in single crystal nickel-base superalloys. *Acta Metall Sin*, 1999, 35(1): 9  
(彭志方, 任遥遥, 樊宝珍, 等. 镍基单晶高温合金  $\gamma'$  的定向粗化机理. *金属学报*, 1999, 35(1): 9)
- [5] Tien J K, Copley S M. The effect of orientation and sense of applied uniaxial stress on the morphology of coherent gamma prime precipitates in stress annealed nickel-base superalloy crystals. *Metal Trans*, 1971, 2(2): 543
- [6] Nathal M V, Ebert L J. Gamma prime shape change during creep of a nickel-base superalloy. *Scripta Metall*, 1983, 17: 1151
- [7] Socrate S, Parks D M. Numerical determination of the elastic driving force for directional coarsening Ni-superalloys. *Acta Metall Mater*, 1993, 41: 2185
- [8] Wu W P, Guo Y F. Finite element analysis of directional coarsening mechanism in Ni-based superalloys. *J Beijing Jiaotong Univ*, 2008, 32(4): 67  
(吴文平, 郭雅芳. 镍基单晶高温合金定向粗化机制有限元分析. *北京交通大学学报*, 2008, 32(4): 67)
- [9] Yu X F, Tian S G, Du H Q, et al. Microstructure evolution of pre-compression on nickel-base single crystal superalloy during tensile creep. *Acta Metall Sin*, 2008, 44(8): 961  
(于兴福, 田素贵, 杜洪强, 等. 预压缩镍基单晶合金拉伸蠕变期间的组织演化. *金属学报*, 2008, 44(8): 961)
- [10] Yan L C, Sun J H, Dong D J, et al. Rafting of  $\gamma'$  phase and diffusion of  $\gamma'$  forming elements in single crystal for DD402/FGH95 of diffusion couple. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2001, 23(1): 52  
(闫来成, 孙家华, 董德俊, 等. DD402/FGH95 扩散偶中单晶合金  $\gamma'$  相筏形化与其形成元素的扩散. *北京科技大学学报*, 2001, 23(1): 52)
- [11] Liu G X. *Theory of Metallography*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1980  
(刘国勋. *金属学原理*. 北京: 冶金工业出版社, 1980)
- [12] Yan L C, Sun J H, Yan P, et al. An investigation on the microstructure and properties of dual-superalloys DD402 and FGH95 bonding by HIP. *Acta Metall Sin*, 1999, 35(Suppl 2): S227  
(闫来成, 孙家华, 燕平, 等. 双合金热等静压扩散连接的组织性能的研究. *金属学报*, 1999, 35(Suppl 2): S227)