

不同取向 DD3 单晶合金扩散连接接头组织及性能

Microstructures and Properties of DD3 Single Crystal Alloy Joints with Different Orientation

李晓红¹, 钟群鹏², 曹春晓¹, 陈波¹, 毛唯¹

(1 北京航空材料研究院, 北京 100095; 2 北京航空航天大学, 北京 100191)

LI Xiao-hong¹, ZHONG Qun-peng², CAO Chun-xiao¹, CHEN Bo¹, MAO Wei¹

(1 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2 Beihang University, Beijing 100191, China)

摘要: 采用 D1F 非晶态箔中间层合金对 $0^\circ+30^\circ$, $0^\circ+60^\circ$ 取向组合的 DD3 单晶合金试样进行了 TLP 扩散焊, 研究了被焊单晶合金试样相互之间的取向对接头组织和性能的影响。结果表明: 当被焊二母材取向不一致时, 由于在焊缝中央存在较大块状 γ' 相组成的界面, 且此界面与外加应力方向垂直, 是高温应力作用下的薄弱环节, 从而使接头持久性能明显降低, 低于母材持久性能的 40%, 接头断裂均发生在焊缝; 而采用同样的中间层合金和连接规范, 取向一致配对焊接的单晶合金接头具有均匀的焊缝组织和优良的持久性能, 可达到或接近与母材等强。因此为了获得高性能的接头, 应尽可能使被焊部件的晶体取向一致。

关键词: DD3 单晶合金; TLP 扩散焊; 组织

中图分类号: TG132.3+2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2011)12-0001-05

Abstract: The DD3 single crystal alloy specimens with the orientation combination of $0^\circ+30^\circ$ and $0^\circ+60^\circ$ were TLP diffusion bonded with D1F amorphous foil interlayer alloy. The effect of the crystal orientation between the two bonded single crystal alloy specimens on the microstructure and property of the joint was investigated. The results showed that, in the middle part of the joint bonded by two specimens with different crystal orientations, there existed a boundary composed of γ' phases in the form of large block, which was vertical to the applied stress and so became the weak part of the joint. As a consequence, the stress-rupture property of the joint was below to 40% of that of the base material, and all of the test specimens fracture at the bonding seam. However, using the same interlayer alloy and the same bonding parameters, the joint formed by two specimens with the same crystal orientation exhibited homogeneous microstructures, and the stress-rupture property of the corresponding joint was comparable to that of the base material. So in order to obtain the joints of high property, it should make the two bonded specimens with the same orientations as more as possible.

Key words: DD3 single crystal alloy; TLP diffusion bonding; microstructure

航空发动机性能正在不断改善与提高, 这就要求作为发动机心脏的涡轮转子叶片不但要具有优良的性能, 而且工作温度也要进一步提高, 从而提高发动机效率。航空发动机等轴晶高温合金叶片的运行经验表明, 在高温、热应力和机械应力、腐蚀气氛的长时作用下, 大多数裂纹发生在晶界, 且与主应力方向垂直, 说明与主要应力垂直的晶界是叶片内部薄弱环节之一。为此, 定向凝固和单晶合金在近些年得到迅速发展, 其中单晶合金较等轴及定向凝固高温合金有更高疲劳寿命、持久塑性及工作温度, 叶片的使用寿命较传统铸造叶片提高 4~5 倍^[1,2], 是目前最优越的涡轮叶片用材料。国外研究发展了多种单晶合金, 并用于航空发动

机涡轮叶片的制造^[3-7]。

DD3 合金为国内自行研制的第一代镍基单晶高温合金, 其成分比较简单, 不含稀缺贵重元素, 成本较低, 中、高温性能良好, 力学性能与国外第一代单晶合金 PWA1480 相当。该合金还具有优越的抗热疲劳性能, 组织稳定性好, 适合于制作 1040°C 以下工作的燃气涡轮转子叶片和在 1100°C 以下工作的导向叶片^[8,9]。然而, 在单晶高温合金叶片制造过程中, 叶片端部通常留有脱芯工艺孔, 这些孔需要焊接来封堵。钎焊和液相扩散连接方法 (TLP 扩散焊) 是单晶叶片最有效的焊接方法, 特别是 TLP 扩散焊, 不会破坏母材组织, 而且焊缝组织可实现与母材相近或相同, 从而

保证叶片性能。

本研究采用 TLP 扩散焊方法,在 1250℃/10min + 标准热处理(1250℃/4h 空冷+870℃/32h 空冷,下同)、1250℃/4h+标准热处理两种规范下,实现 0°+30°,0°+60°取向 DD3 合金试样的连接,并测试了接头持久性能,为单晶叶片焊接提供技术依据。

1 实验方法

实验用母材为 DD3 单晶高温合金,成分如表 1 所

表 1 实验用 DD3 母材成分(质量分数/%)

Table 1 Composition of the experimental DD3 base material(mass fraction/%)

C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	B	Zr	Mn	Si	Ni
≤0.01	9.0-10.0	4.5-5.5	5.0-6.0	3.5-4.5	5.5-6.2	1.7-2.4	≤0.5	≤0.005	≤0.0075	≤0.2	≤0.2	Bal

实验中金相试样和力学性能试样均采用对接接头方式进行连接。实验前先将试样被焊表面经 200, 400# 和 600# 砂纸打磨,之后将试样置于丙酮中进行超声清洗。将 2 层 D1F 箔带放置在清洗后的被连接试样中间,点焊定位后放在炉中待焊。实验过程中选用了两种焊接规范:1250℃/10min 炉冷+标准热处理和 1250℃/4h 炉冷+标准热处理。通过扫描电镜(SEM)观察接头界面的微观组织形貌,对

示。制备过程:首先采用真空熔炼炉熔炼母合金,然后真空感应炉重熔,利用定向凝固引晶法使其生长成试板或试棒。铸态的 DD3 合金主要由 γ 固溶体、γ'相和微量的 MC 相组成,经过标准热处理后合金主要组成相为 γ 固溶体及细小均匀分布的立方形 γ'相。试样制备过程中,0°,30°和 60°取向的母材分别为主应力轴与单晶生长方向的夹角 0°,30°和 60°。实验中使用的中间层合金为 D1F,其成分为将 DD3 母材中的 Al,Ti 元素去除后,添加 3.8%(质量分数)的 B 元素配制而成,之后将其制成 0.02mm 厚的非晶态箔带。

取向不同的 DD3 扩散连接接头 980℃持久性能进行测试。

2 结果与讨论

2.1 0°+30°与 0°+60°取向试样扩散连接接头组织

2.1.1 0°+30°取向试样扩散连接接头组织

图 1 是 0°+30°取向试样采用 D1F 中间层合金

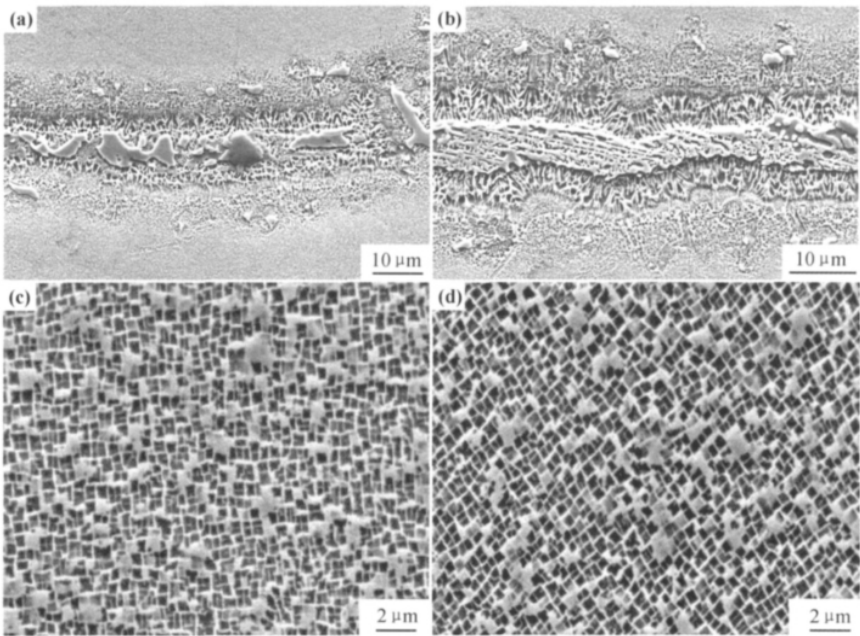


图 1 0°+30°取向试样经 1250℃/10min/炉冷扩散连接+标准热处理的接头组织

(a)焊缝局部 1;(b)焊缝局部 2;(c)0°取向母材 γ'相;(d)30°取向母材 γ'相

Fig. 1 Microstructure of the joint with the orientation of 0°+30°,diffusion bonded under 1250℃/10min,FC,followed by a normal heat treatment (a)local area 1 of the bonding seam;(b)local area 2 of the bonding seam;(c)γ'phases in the base material with the orientation of 0°; (d)γ'phases in the base material with the orientation of 30°

经 $1250^{\circ}\text{C}/10\text{min}/\text{炉冷}$ 扩散连接+标准热处理的接头组织,观察可知,焊缝中心两侧存在断续分布的小块状硼化物相,但主要还是连续分布的 $\gamma+\gamma'$ 花团状共晶组织,花团中心区 γ' 相较小,而周围的 γ' 相较大,被丝状 γ 相分割成放射状。在焊缝中央既有断续分布的块状硼化物相,同时还存在尺寸较大的枝状硼化物相。此外,不同取向的两母材中析出的 γ' 相取向也

有区别。

经 $1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{炉冷}$ 扩散连接的焊缝组织如图 2 所示,可见焊缝组织已比较均匀,但在焊缝中央存在一个明显的界面,界面上为大块的 γ' 相和断续分布的硼化物相。母材中析出的 γ' 相由于冷却缓慢发生粗化和边界圆化,尺寸约 $1\mu\text{m}$ 。焊缝中析出的 γ' 相尺寸相对较小,约 $0.5\mu\text{m}$ 。

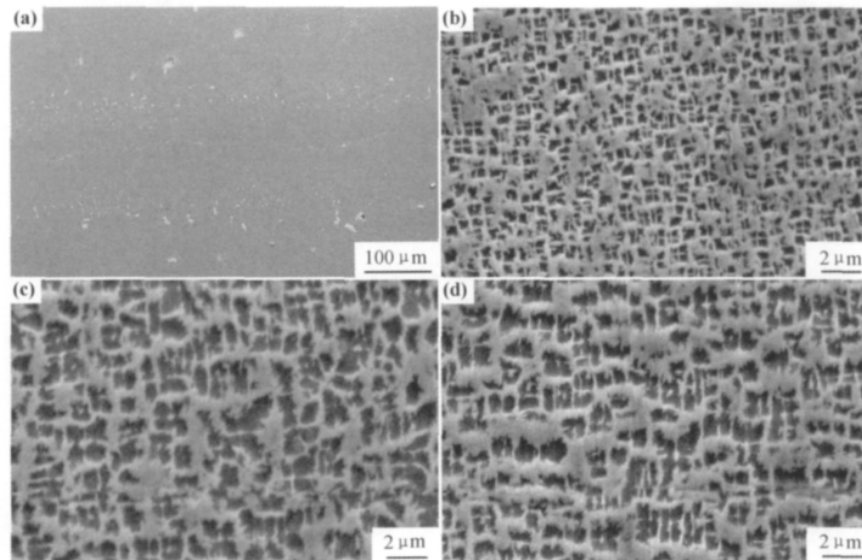


图 2 $0^{\circ}+30^{\circ}$ 取向试样经 $1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{炉冷}$ 扩散连接的焊缝组织

(a) 焊缝形貌; (b) 焊缝中析出的 γ' 相; (c) 0° 取向母材 γ' 相; (d) 30° 取向母材 γ' 相

Fig. 2 Microstructure of the joint with the orientation of $0^{\circ}+30^{\circ}$, diffusion bonded under $1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}$, FC
(a) bonding seam; (b) γ' phases in the bonding seam; (c) γ' phases in the base material with the orientation of 0° ;
(d) γ' phases in the base material with the orientation of 30°

$1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{炉冷}$ 扩散连接接头经标准热处理后的焊缝组织如图 3 所示。可知,与图 1 所示试样焊缝组织相比差别较大,焊缝中央的硼化物已经完全扩散消除,但是仍然存在一个明显的界面,界面上 γ' 相的

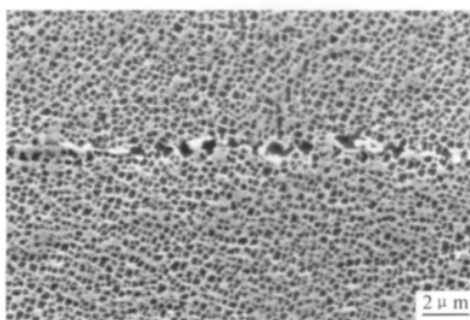


图 3 $1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{炉冷}+\text{标准热处理}$ 后的焊缝显微组织

Fig. 3 Microstructure of the joint with the orientation of $0^{\circ}+30^{\circ}$, diffusion bonded under $1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}$, FC, followed by a normal heat treatment

尺寸较大。而母材 γ' 相尺寸与不经标准热处理的试样相比明显减小,约 $0.25\mu\text{m}$,近缝区的化合物相基本上扩散消除。

2.1.2 $0^{\circ}+60^{\circ}$ 取向试样扩散连接接头组织

采用 D1F 中间层合金 $1250^{\circ}\text{C}/10\text{min}/\text{炉冷}+\text{标准热处理}$ 规范下扩散连接的 $0^{\circ}+60^{\circ}$ 取向试样接头组织如图 4 所示,观察可知,焊缝存在明显界面,由从焊缝两侧生成的花团状 $\gamma+\gamma'$ 共晶交汇而成,焊缝中央有少量硼化物相。

$1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{炉冷}$ 扩散连接的接头组织如图 5 所示,可见焊缝中存在明显界面,由于中间层合金中 B 元素向母材的扩散使近缝区母材熔点下降,局部发生初熔现象,熔化的液相冷却后转变为光板状 $\gamma+\gamma'$ 共晶,周围个别部位还有针状的硼化物相。由于冷速缓慢,母材的 γ' 相发生粗化,焊缝中的 γ' 相较细小。

$1250^{\circ}\text{C}/4\text{h}/\text{炉冷}$ 扩散连接接头经标准热处理的组织如图 6 所示,与图 5 相比,焊缝仅为一条界面,界

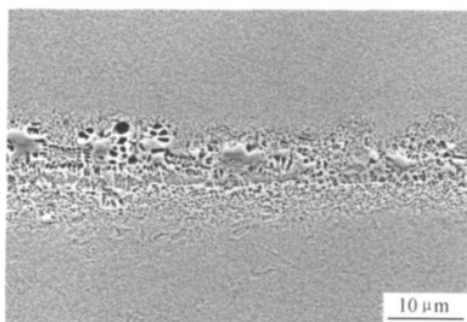


图 4 1250°C/10min/炉冷+标准热处理接头组织
Fig. 4 Microstructure of the joint with the orientation of $0^\circ+60^\circ$, diffusion bonded under 1250°C/10min, FC, followed by a normal heat treatment

面上的 γ' 相尺寸较大, 母材的 γ' 相变得细小。

2.2 接头的 TLP 扩散连接机理

实验中 D1F 中间层合金与 DD3 合金之间的作用主要遵循 TLP 扩散连接机理, 整个扩散过程分为 3 个阶段: 液膜形成、等温凝固和成分均匀化^[10,11]。液膜形成阶段包括中间层合金加热熔化以及与母材相互作用导致其向焊缝中溶解使液相层变宽两个过程。由于 D1F 合金熔点低于 1250°C, 所以液膜在加热过程中已经形成, 液膜中 B 元素尺寸小, 扩散速率快, 向 DD3 母材表面聚集, 与母材发生反应, 导致母材溶解。在 TLP 连接加热过程后期以及保温阶段前期, 母材溶解占主要地位, 一方面, 由于液相中间层中的 B 元素浓

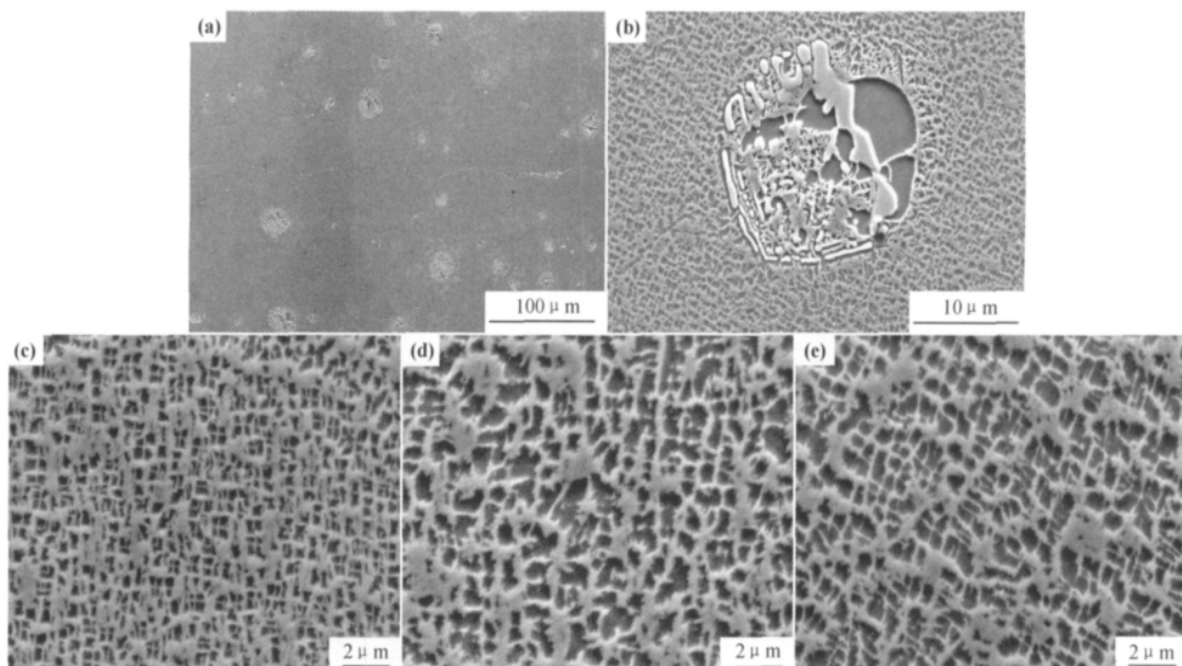


图 5 $0^\circ+60^\circ$ 取向试样经 1250°C/4h/炉冷扩散连接的焊缝组织

(a) 焊缝形貌; (b) 近缝区母材初熔; (c) 焊缝中析出的 γ' 相;
(d) 0° 取向母材 γ' 相; (e) 60° 取向母材 γ' 相

Fig. 5 Microstructure of the joint with the orientation of $0^\circ+60^\circ$, diffusion bonded under 1250°C/4h, FC
(a) bonding seam; (b) base material adjacent to the bonding seam begins to melt; (c) γ' phases in the bonding seam;
(d) γ' phases in the base material with the orientation of 0° ; (e) γ' phases in the base material with the orientation of 60°

度比较高, 与母材之间浓度梯度比较大, 在此驱动下 B 将从液相通过液-固界面快速向母材扩散, 使界面附近母材中的 B 浓度很快达到并超过连接温度下对应的固相线浓度 C_s , 促使母材发生溶解或熔化; 另一方面, 焊缝中的 B 向母材扩散及母材向焊缝的溶解两者均使焊缝中的 B 浓度逐渐稀释降低, 相应 B 的扩散驱动力减小, 扩散与溶解反应速率变慢而向有利于凝固反应进行的方向发展。该溶解过程要一直进行到焊缝中液相的平均 B 浓度达到连接温度下对应的液相线浓度 C_l , 液相与固相在界面上建立起一种动态平衡。

DD3 合金母材在液态中间层合金作用下溶解速率逐渐减慢, 当液固界面溶质 B 原子浓度降低到固相线时, 焊缝宽度基本保持不变, 进入等温凝固阶段。焊缝的等温凝固同样是晶体形核与长大的过程, 与通常金属凝固所不同的是凝固过程在等温条件下进行, 无论是在液体还是在固体中均不存在温度梯度, 因此是主要受溶质原子在液固相中扩散所控制的过程。元素在液相中扩散很快, 液相也能很快均匀化, 当液相/母材界面某处 B 浓度降低到满足凝固条件时, 则以单晶母材的固相表面为晶核生长, 从而使焊缝中的液-固界

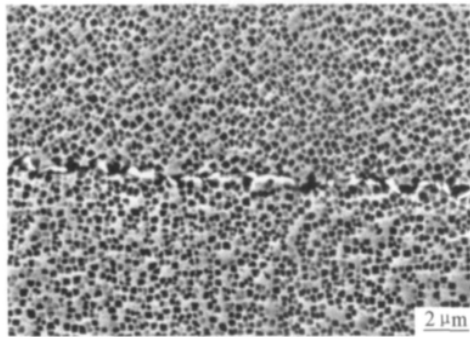


图 6 1250℃/4h/炉冷+标准热处理的接头组织

Fig. 6 Microstructure of the joint with the orientation of 0°+60°, diffusion bonded under 1250℃/4h, FC, followed by a normal heat treatment

面向焊缝中心推移,直到焊缝中的液相消失,等温凝固过程结束。当两连接试样晶体取向不一致时,分别以两母材的固相表面为晶核生长向前推移的液-固界面

在焊缝中的液相消失相遇时,就会在焊缝中心形成界面(图 2(a),图 3,图 5(a),图 6)。

等温凝固完成后,接头中液相完全消失,在随后的保温过程中,B 原子会继续扩散。由于接头中硼化物的存在会降低接头的力学性能,因此均匀化处理的时间必须足够长,使得 B 扩散充分。可见 B 元素的扩散在接头等温凝固过程中起到了决定性作用。

2.3 试样取向对 DD3 扩散连接接头持久性能的影响

表 2 是用两层总厚度为 40μm 的 D1F 中间层合金,在 1250℃/4h 规范下 TLP 扩散连接不同取向组合的 DD3 合金试棒,并在焊后按母材标准热处理制度进行固溶时效处理后,接头 980℃ 持久性能测试结果。可以看到,被焊两母材取向不匹配时,接头性能很低,明显低于同中间层合金、同规范扩散连接的母材取向一致的接头,接头断裂均发生在焊缝。因此扩散连接单晶合金时为了获得高性能的接头应尽可能使被焊两试样取向一致。

表 2 取向不同的 DD3 扩散连接接头 980℃ 持久性能

Table 2 Stress-rupture properties at 980℃ of the DD3 joints with the different orientations

Orientation	Sample number	Strength/MPa	Percent* /%	Life time/h
	322	181	80	0;30
	323	136	60	24;55
	324	113	50	10;50
	325	90	40	6;20
	326	181	80	3;30
	327	136	60	2;50
	328	113	50	21;45
	329	90	40	41;45
	313	181	80	427;35
	314	203	90	174;35
	315	226	100	65;50

* Note: percent=testing stress/base metal stress-rupture strength of 980℃/100h.

3 结论

(1)DD3 单晶合金 0°+30°取向的连接试样接头组织与 0°+60°取向连接试样在相同的扩散工艺规范下得到的接头组织类似。

(2)采用 D1F 中间层合金在 1250℃/4h 规范下 TLP 扩散连接 DD3 单晶合金,并在焊后按母材热处理制度进行固溶时效处理,焊缝中的硼化物可消除,焊缝可基本扩散均匀化,但是由于被焊母材取向不同,在焊缝中心存在由大块 γ'相组成的界面,此界面与外加应力方向垂直,是高温应力作用下的薄弱环节。

(3)被焊母材取向不匹配时,接头性能很低,明显低于同中间层合金、同规范扩散连接的母材取向一致的接头,接头断裂均发生在焊缝,因此扩散连接单晶合金时为了获得高性能的接头应尽可能使被焊两试样取向一致。

参考文献

[1] 陈国良. 高温合金学[M]. 北京:冶金工业出版社,1998. 227—237.
[2] 麦克莱恩 M. 定向凝固高温材料[M]. 陈石卿,陈荣章,译. 北京:航空工业出版社,1989.

合结果与实验结果吻合较好,表明该模型(式(4))可以较好地表征纯钛在实验应变率范围内的拉伸力学行为。

4 结论

(1)纯钛拉伸力学行为在本工作实施的应变率范围内具有明显的应变硬化效应、应变率强化效应和绝热温升软化效应。

(2)高应变率实验过程可以近似为一个绝热过程,通过冲击拉伸复元实验获得了纯钛的高应变率等温应力-应变曲线,实现了应变硬化效应与绝热温升软化效应的实验解耦。

(3)采用修正的 KHL 模型对纯钛的应力-应变曲线进行数值拟合,结果表明,该模型可以较好地表征纯钛在准静态和动态实验应变率范围内的拉伸力学行为。

参考文献

- [1] 王礼立. 应力波基础[M]. 北京:国防工业出版社,2005.
- [2] GRAY G T. Mechanical testing and evaluation: classic split-Hopkinson pressure bar testing. metals handbook [M]. Ohio: American Society for Metals,2000. 462—476.
- [3] RODNEY J C. Response of materials under dynamic loading [J]. International Journal of Solids and Structures,2000,37(1):105—113.
- [4] CHICHILI D R, RAMESH K T, KEMKER K J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments deformation mechanisms and modeling [J]. Acta Materialia, 1998, 46(3): 1025—1043.
- [5] NEMAT-NASSER S, GUO W G, CHENG J Y. Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercially pure titanium [J]. Acta Materialia, 1999, 47(13): 3705—3720.
- [6] LI Q, XU Y B, BASSIM M N. Dynamic mechanical behavior of pure titanium [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 155—156: 1889—1892.
- [7] 常亚喆, 刘楚明, 詹从堃, 等. 高应变率下纯钛动态压缩力学性能各向异性[J]. 湖南有色金属, 2008, 24(4): 33—36.
- [8] GURAO N P, KAPOOR R, SUWAS S. Deformation behaviour of commercially pure titanium at extreme strain rates [J]. Acta Materialia, 2011, 59(9): 3431—3446.
- [9] 孙智, 苏铁健, 李淑华, 等. 高应变率下工业纯钛 TA2 变形与失效研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2007, 30(3): 43—47.
- [10] NEMAT-NASSER S, ISSACS J B, STARRETT J E. Hopkinson techniques for dynamic recovery experiments [J]. Proc R Soc London, 1991, A20: 371—391.
- [11] XIA Y M, WANG Y. Dynamic testing of materials with the rotating disk indirect bar-bar tensile impact apparatus [J]. Journal of Testing and Evaluation, 2007, 35(1): 31—35.
- [12] KHAN A S, SUH Y S, KAZMI R. Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys [J]. International Journal of Plasticity, 2004, 20(12): 2233—2248.
- [13] 王礼立. 应力波基础[M]. 北京:国防工业出版社,2005.
- [14] GRAY G T. Mechanical testing and evaluation: classic split-Hopkinson pressure bar testing. metals handbook [M]. Ohio: American Society for Metals,2000. 462—476.
- [15] RODNEY J C. Response of materials under dynamic loading [J]. International Journal of Solids and Structures,2000,37(1):105—113.
- [16] CHICHILI D R, RAMESH K T, KEMKER K J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments deformation mechanisms and modeling [J]. Acta Materialia, 1998, 46(3): 1025—1043.
- [17] NEMAT-NASSER S, GUO W G, CHENG J Y. Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercially pure titanium [J]. Acta Materialia, 1999, 47(13): 3705—3720.
- [18] LI Q, XU Y B, BASSIM M N. Dynamic mechanical behavior of pure titanium [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 155—156: 1889—1892.
- [19] 常亚喆, 刘楚明, 詹从堃, 等. 高应变率下纯钛动态压缩力学性能各向异性[J]. 湖南有色金属, 2008, 24(4): 33—36.
- [20] GURAO N P, KAPOOR R, SUWAS S. Deformation behaviour of commercially pure titanium at extreme strain rates [J]. Acta Materialia, 2011, 59(9): 3431—3446.
- [21] 孙智, 苏铁健, 李淑华, 等. 高应变率下工业纯钛 TA2 变形与失效研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2007, 30(3): 43—47.
- [22] NEMAT-NASSER S, ISSACS J B, STARRETT J E. Hopkinson techniques for dynamic recovery experiments [J]. Proc R Soc London, 1991, A20: 371—391.
- [23] XIA Y M, WANG Y. Dynamic testing of materials with the rotating disk indirect bar-bar tensile impact apparatus [J]. Journal of Testing and Evaluation, 2007, 35(1): 31—35.
- [24] KHAN A S, SUH Y S, KAZMI R. Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys [J]. International Journal of Plasticity, 2004, 20(12): 2233—2248.
- [25] 张银喜. 钛合金材料力学性能. 北京:机械工业出版社,2005.
- [26] 汪洋. 钛合金材料力学性能. 北京:机械工业出版社,2005.
- [27] 张新平, 史耀武, 任耀文. 镍基非晶态及晶态钎料真空钎焊时母材溶解模型特性的研究[J]. 航空材料学报, 1995, 15(4): 34—40.
- [28] 张新平, 史耀武, 任耀文. 镍基非晶态及晶态钎料真空钎焊时母材在钎料中溶解特性的研究[J]. 航空材料学报, 1996, 16(3): 50—56.
- [29] 李尧红. 钛合金材料力学性能. 北京:机械工业出版社,2005.
- [30] 李尧红. 钛合金材料力学性能. 北京:机械工业出版社,2005.
- [31] 吴仲棠, 温仲元, 陈德厚. DD3 单晶合金的成分设计和实验研究[J]. 金属学报, 1987, 23(4): 171—178.
- [32] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册第 2 卷 变形高温合金 铸造高温合金[M]. 北京:中国标准出版社,2002.
- [33] 张新平, 史耀武, 任耀文. 镍基非晶态及晶态钎料真空钎焊时母材溶解模型特性的研究[J]. 航空材料学报, 1995, 15(4): 34—40.
- [34] 张新平, 史耀武, 任耀文. 镍基非晶态及晶态钎料真空钎焊时母材在钎料中溶解特性的研究[J]. 航空材料学报, 1996, 16(3): 50—56.

收稿日期:2011-05-19;修订日期:2011-09-27

作者简介:张银喜(1985—),男,硕士研究生,主要从事材料动态力学行为研究,联系地址:中国科学技术大学近代力学系(230027),E-mail: zhyxz@mail.ustc.edu.cn

通讯作者:汪洋(1968—),男,理学博士,教授,主要从事极端条件下的材料力学行为和冲击动力学的工作,联系地址:安徽省合肥市中国科学技术大学近代力学系(230027),E-mail: yangwang@ustc.edu.cn

(上接第 5 页)

- [3] GELL M, DUHL D N, GIAMEI A F. The development of single crystal superalloy turbine blades [A]. Superalloys 1980 [C]. Warrendale, PA: TMS, 1980. 205—214.
- [4] GELL M, DUHL D N, GUPTA D K, et al. Advanced superalloy airfoils [J]. J of Metals, 1987, (7): 11—15.
- [5] ERICKSON G L. The development and application of CMSX-10 [A]. Superalloys 1996 [C]. Warrendale, PA: TMS, 1996. 35—44.
- [6] GIAMEI A F, SALKED R W, HAGERS C W. Energy efficient engine high-pressure turbine single crystal vane and blade fabrication technology report [R]. NASA-CR-164500, 1981.
- [7] FORD D A, ARTHEY R P. Development of single crystal alloys for specific engine application [A]. Superalloys 1984 [C]. Warrendale, PA: TMS, 1984. 115—124.
- [8] 吴仲棠, 温仲元, 陈德厚. DD3 单晶合金的成分设计和实验研究

[J]. 金属学报, 1987, 23(4): 171—178.

[9] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册第 2 卷 变形高温合金 铸造高温合金 [M]. 北京:中国标准出版社,2002.

[10] 张新平, 史耀武, 任耀文. 镍基非晶态及晶态钎料真空钎焊时母材溶解模型特性的研究 [J]. 航空材料学报, 1995, 15(4): 34—40.

[11] 张新平, 史耀武, 任耀文. 镍基非晶态及晶态钎料真空钎焊时母材在钎料中溶解特性的研究 [J]. 航空材料学报, 1996, 16(3): 50—56.

收稿日期:2011-03-18;修订日期:2011-09-12

作者简介:李尧红(1962—),男,博士,研究员,主要从事新型材料及结构件钎焊、扩散焊方面研究工作,联系地址:北京市朝阳区曙光西里甲 5 号院 20 号楼 E 座 1123(100028),E-mail:lixiaohong621@yahoo.com