

位移速率对全层微观组织结构 TiAl 基合金 断裂机理的影响

雷明霞¹, 张祎然¹, 连景宝¹, 李婧¹, 曹睿²

(1. 辽宁石油化工大学 机械工程学院, 辽宁 抚顺 113001; 2. 兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘要:通过三点弯曲试验和扫描电镜(SEM)断口观察研究了位移速率对具有全层微观组织结构 TiAl 基合金断裂韧性及断裂机理的影响。结果表明:全层组织断裂韧性随位移速率的提高而增加,全层组织试样断裂机理呈扩展控制的特征,在较高的载荷速率加载时,试样的原始缺口起主导作用,主裂纹可沿正应力最大的方向,选取直接快速的穿层方式扩展;而在较低位移速率加载时,主裂纹扩展时有足够时间沿结合能较低的层面扩展。

关键词:三点弯曲; TiAl 基合金; 位移速率; 断裂韧性; 断裂机理

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.2015.24.023

中图分类号: TG115.5

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2015)24-0085-03

Effect of Displacement Velocity on Fracture Mechanism of TiAl-based Alloys with Fully Lamellar Microstructure

LEI Mingxia¹, ZHANG Yiran¹, LIAN Jingbao¹, LI Jing¹, CAO Rui²

(1. School of Mechanical Engineering, Liaoning Shihua University, Fushun 113001, China 2. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: By three point bending test and scanning electron microscope observation, the effects of displacement velocity on the fracture toughness and mechanism of TiAl-based alloys with fully lamellar microstructure were investigated. The results reveal that the fracture toughness of fully lamellar increases with velocity elevating, and the fracture mechanisms characterize the extending control. At higher displacement velocity loading, the original notch of the sample plays a leading role, and the crack propagates along the direction of maximum normal stress by selecting direct and rapid wear layer. At the low displacement velocity loading, the main crack has enough time for propagating along the interlayer of lower binding energy.

Key words: three point bending; TiAl based alloys; displacement velocity; fracture toughness; fracture mechanism

TiAl 基金属间化合物晶体中因金属键与共价键共存,同时兼有金属的韧性及陶瓷的高温性能,故其具有高的比强度、比模量、良好的抗氧化性、抗蠕变性和优良的高温强度、刚度以及低的密度等特性,是一类很有发展前途的高温结构材料^[1-2],然而室温脆性限制了它的发展和应用。为了解决此问题,材料界对其显微组织与力学性能的关系进行大量研究^[3-4]。大量的研究关注的是制备方法和热处理工艺对 TiAl 合金显微组织和性能的影响^[5-6],然而具有相同显微组织和性能的材料,在经受不同载荷方式加载

时,所表现出的断裂机理不尽相同。研究结果表明,加载时的控制方式对 TiAl 基合金的损伤及断裂有重要影响,位移加载和载荷加载方式对其机理的影响完全不一样^[7]。鉴于此,本文在以往研究的基础上,着重研究了位移加载方式下,位移速率对 TiAl 基合金断裂韧性和断裂机理的影响,以便为 TiAl 合金的应用奠定基础。

1 试验材料与方法

实验所用材料化学成分为 Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr,将具有该化学成分的圆饼型铸锭,在真空条件下,加热至 1360℃,保温 3h,然后空冷,获得具有全层(FL)微观组织结构的 TiAl 基合金,其晶粒尺寸为 600~1000 μm。再经由 CKX-2AJ 型线切割机加工成如图 1 所示的三点弯曲试样,试样的直缺口也是由线切

收稿日期:2014-09-03

基金项目:辽宁省博士基金(20131062)

作者简介:雷明霞(1979-),女,甘肃天水人,硕士研究生,讲师,主要研究方向为材料性能及断裂;电话:13941315392;

E-mail:lmx200511@126.com

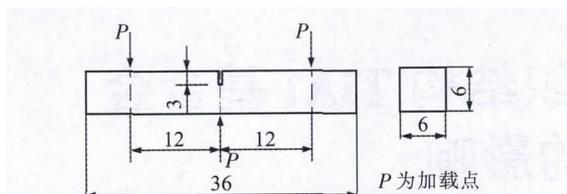


图1 三点弯曲试样几何尺寸及加载方式
Fig.1 Physical dimension and load method of three point bending test

割而成,其缺口前端的半径 $\rho=0.0875$ mm。而后在室温及空气介质下,采用位移控制加载方式在Instron 1341 试验机上分别进行不同位移速率的三点弯曲试验。各试验数据采集计算均参照 GB 4161-84 实施,实验后用 SEMS-520 进行断口分析,重点研究位移速率对 FL 组织 TiAl 基金属弯曲断裂机理的影响。

2 试验结果及讨论

表 1 为全层组织试样三点弯曲试验测得的各项宏观参数。将表 1 中的 $K_{\text{最大}}$ 值和 K_{IC} 值分别取平均值,得出图 2 所示全层组织 $K_{\text{最大}}$ 和 K_{IC} 与位移速率之间的关系。图 2 中横坐标为位移速率 v 的值,为了作图方便取实际位移速率的对数值。综上,发现全层组织在位移为 $0.00015 \sim 15$ mm/min 内,随位移速率升高, $K_{\text{最大}}$ 值整体趋势增大,断裂韧性 K_{IC} 也增高,且基本与位移速率呈线性关系。随位移速率的变快,位移速率小的试样起裂处和整个断面上沿层断裂面积占整个断面的比例较大,相应的所得 $K_{\text{最大}}$ 和 K_{IC} 的值低;而位移速率快的试样起裂处和整个断面上主要以穿层断裂面为主,故所测得的 $K_{\text{最大}}$ 和 K_{IC} 的值高,这是表征断裂韧性的宏观参数 $K_{\text{最大}}$ 和 K_{IC} 数值变化的主要原因。再看 $P_{\text{偏离}}$ 的变化,在试验所选位移速率区间内,其值没有明显的规律性,只在位移速率为最快时,其值达到 1192.27 N,明显高于其他位移速率较慢时的数值。在三点弯曲这种缺口应力场控制下,载荷速率低时,在较低的载荷作用下,低强度的沿层裂纹有足够时间开裂。即位移速度慢时在起裂处(缺口附近)沿层断裂面明显多于位移速度快时,并且沿层面的出现使得裂纹更容易扩展。在载荷-位移曲线上则表现为曲线偏离早, $P_{\text{偏离}}$ 值较小,即主裂纹产生时的载荷小,故同样的裂纹长度需要的外加载荷下降了,在较低载荷下变形速度与位移速度达到平衡。而在位移速率达到 15 mm/min 时,较长的裂纹产生的弯曲即可达到这种平衡,高应力范围较宽,外加载荷大时即可满足。

表 1 三点弯曲试验测得的宏观参数

Tab.1 Macro-parameters through three point bending test

No.	v (mm·min ⁻¹)	W /mm	B /mm	a /mm	a/W	$P_{\text{偏离}}$ /N	$P_{\text{最大}}$ /N	$K_{\text{最大}}$ (MPa·m ^{1/2})	K_{IC} (MPa·m ^{1/2})
FI2-b-11	0.00015	6.06	5.94	2.880	0.475	511.27	841.61	17.732	16.272
FI2-b-12	0.00015	6.00	5.82	2.846	0.474	643.84	887.84	19.379	17.081
平均值	-	-	-	-	-	577.55	864.73	18.556	16.677
FI2-b-01	0.0015	6.08	5.90	2.809	0.462	757.98	879.94	17.743	17.396
FI2-b-06	0.0015	6.08	5.88	2.745	0.452	827.63	883.23	17.414	16.877
FI2-b-08	0.0015	6.00	5.86	2.704	0.451	788.41	866.83	17.493	17.493
平均值	-	-	-	-	-	791.34	876.67	17.55	17.255
FI2-b-03	0.075	6.00	5.82	2.770	0.462	813.40	1116.93	23.289	21.220
FI2-b-05	0.075	5.96	5.80	2.560	0.430	731.93	904.19	17.483	17.213
FI2-b-14	0.075	6.06	5.96	2.670	0.441	629.35	965.58	18.573	18.573
FI2-b-15	0.075	6.00	5.98	2.740	0.457	517.25	1069.46	21.108	21.108
FI2-b-18	0.075	6.00	5.86	2.862	0.477	728.51	914.45	19.524	18.333
FI2-b-19	0.075	6.06	5.88	2.849	0.470	648.71	1052.48	22.461	20.937
平均值	-	-	-	-	-	678.19	1003.85	20.406	19.564
FI2-b-04	7.5	6.04	5.94	2.906	0.481	722.48	1143.25	24.601	22.669
FI2-b-10	7.5	6.00	5.92	2.910	0.485	664.09	1056.42	23.406	22.160
FI2-b-16	7.5	6.04	5.94	2.811	0.465	739.55	1098.86	22.605	22.605
FI2-b-22	7.5	6.06	5.86	2.800	0.462	981.91	1142.35	23.657	23.046
平均值	-	-	-	-	-	777.01	1110.23	23.567	22.620
FI2-b-07	15	6.06	5.94	2.898	0.478	1192.27	1375.91	29.904	29.433
FI2-b-20	15	6.00	5.88	2.706	0.451	1132.80	1241.56	24.970	24.970
FI2-b-21	15	6.00	5.82	2.704	0.451	967.25	1076.15	21.866	21.300
平均值	-	-	-	-	-	1097.44	1231.22	25.580	25.234

注:1. 以上各试样取向均为 C-R, 三点弯曲时的跨距为 24mm;2. 表中 No. 为试样编号, v 为加载速度, W 为试样宽度, B 为试样厚度, a 为直缺口深度, a/W 为缺口深度与宽度之比值, $P_{\text{偏离}}$ 为三点弯曲载荷-位移曲线上偏离线性点对应的载荷值, $P_{\text{最大}}$ 为最大载荷, $K_{\text{最大}}$ 为最大载荷 $P_{\text{最大}}$ 对应的断裂韧性, K_{IC} 为断裂韧性。

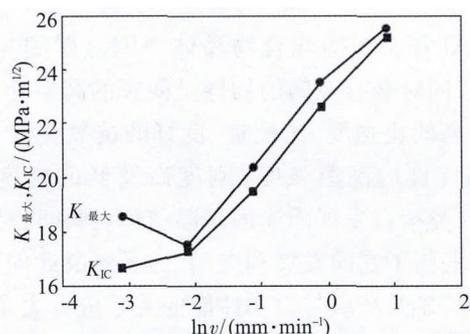


图 2 断裂韧性与位移速率之间的关系
Fig.2 Effects of displacement velocity on fracture toughness

图 3 为经不同位移速率三点弯曲试验所得全层组织试样的断口形貌,图中箭头所指为三点弯曲试样缺口位置。位移速率为 0.00015 mm/min 的试样 FI2-b-11 断口,如图 3(a)、(b)在缺口根部附近分布大片的沿层断裂面。再结合表 1 的结果可见,首先,一开始沿不同方向的层面开裂,裂纹在较低载荷下就

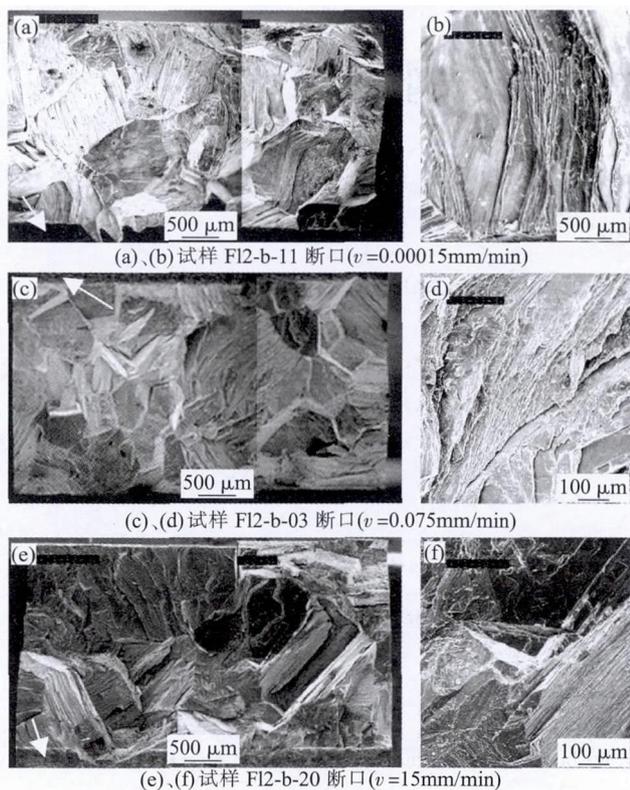


图3 不同试样的三点弯曲断口形貌
Fig.3 Fractography of different samples by three point bending test

扩展较长,所以位移变快,载荷-位移曲线发生偏离。其次,对于0.00015 mm/min的位移速率,由于加载速率慢,在裂纹尺寸较小的情况下,较慢的变形速率就平衡了加载的位移速率,即较易满足位移加载速度和试件变形速度相等这一条件。在较低位移速率加载时,主裂纹扩展时有足够时间沿结合能较低的沿层面扩展。由三点弯曲载荷-位移曲线的特征可知,而在载荷下降的过程中,裂纹仍然扩展,这类类似于拉伸试验的载荷-位移曲线特征,即裂纹扩展引起会使试样受力面积的减小,即试样的刚度下降了。而刚度的下降在一定程度上补偿了载荷的下降,因此在三点弯曲试验时的表现特征也是载荷下降了,但裂纹仍然扩展。

图3(c)、(d)是位移速率为0.075 mm/min的FI2-b-03试样断口。观察发现缺口根部附近也分布着沿层断裂面,但相对加载速率为0.00015 mm/min的试样,沿层断裂面总面积小,并且沿层裂纹数量也少。

图3(e)、(f)是位移速率为15 mm/min的试样FI2-b-20断口,观察发现在缺口根部附近几乎没有沿层断裂面,基本上全部是穿层断裂,在距缺口一定距离的断面上有部分沿层断裂面出现;在断口特

征上没有发现具有明显方向性的解理裂纹失稳传播迹象,即断裂机理不是由一个起裂源控制的解理断裂特征,而由逐步的裂纹扩展控制的断裂过程。在裂纹扩展的过程中,加载初期,裂纹尺寸小,试样形变量小,位移速率大,载荷很快能达到最大值,裂纹可沿正应力最大的方向,选取直接快速的穿层方式传播。从而克服穿层断裂强度,在缺口根部呈现大量穿层断裂面,而随裂纹的进一步扩展,试样的变形量补偿了一部分位移速率。对试样而言,实际加载速率已经下降了,载荷也下降了,曲折而缓慢的沿层裂纹有了扩展的机会。因沿层的扩展必须绕比较大的晶粒边界,这时断裂路径就较曲折,断面整体会上凹凸不平,这些在图3中都显而易见。

结合以往的研究发现,一方面位移速度在一定程度上影响这种材料的损伤及断裂过程;另一方面在中等位移速度(研究TiAl合金的常用速度)下拉伸延性与缺口断裂韧性也存在着相反关系^[8-9]。这关键在于断裂机理的不同。在拉伸试验中断裂在整个取样体积上选取最薄弱区域,然而在缺口三点弯曲试样中,主裂纹在一定的 $P_{\text{偏离}}$ 载荷下起裂后,扩展的方向(取样体积)局限在缺口周围一定范围内。在位移载荷较高的情况下,这种缺口效应更加明显,即尽管裂纹优先选取穿过一些晶粒上结合能较低的沿层面的路径。但由于试样原始缺口的存在,以及位移速率的较高要求,从而导致裂纹路径的选取上往往是以直接快速为主导,而不究其沿层还是穿层面的结合能差异。

3 结论

主要通过不同加载速度下三点弯曲试验对具有全层组织的Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr合金断裂和损伤机理进行了研究,得出了以下结论:

当位移速度在0.00015~15 mm/min时,全层组织断裂韧性随位移速率的提高而增加,断口上沿层断裂面所占比例也呈减小趋势。在较高的载荷速率加载时,试样原始缺口效应起主导作用,裂纹可沿正应力最大的方向,选取直接快速的穿层方式传播,从而克服穿层断裂强度。在较低位移速率加载时,主裂纹扩展时有足够时间沿结合能较低的沿层面扩展。

参考文献:

- [1] Chan K S, Wang P, Bhate N, et al. Intrinsic and extrinsic (下转第91页)

了方案 为合金钢优化设计方案。

研究发现,通过控轧控冷工艺,也可实现金相组织为铁素体(F)+珠光体(P)+贝氏体(B),如图2(c)所示。该过程产生的贝氏体少量。在工艺过程中,锯应变诱导析出于奥氏体晶界,因为延迟了奥氏体的再结晶,使未再结晶区的控制轧制更易实现,从而保证了奥氏体基体中的畸变积累。最终,导致贝氏体转变的形核数量增加,细化了晶粒,改善了贝氏体钢组织的综合性能。

4 结论

(1) 按如下元素百分含量:0.145%C、1.42%Mn、0.52%Si、0.002%S、0.011%P、0.14%V、0.06%Nb、0.28%Cr、0.03%Al、0.23%Ni制得的微合金钢,其钢强度、韧性、伸长率均能达到铁路车辆制动梁用钢的标准。其中,Nb、V、Cr、Ni元素的合理添加是提高合金钢各项性能指标的主要因素。

(2) 采用热轧和控轧控冷加工工艺,均可获得金相组织为铁素体+珠光体+贝氏体的合金钢。控轧控冷加工工艺制得的合金钢,其晶粒更加细化,钢强

度相对更高。

(3) 采用正火加回火加工工艺,可获得强度较标准值余量适中、组织更加均匀、晶粒更加细化、韧性更高的合金钢。

参考文献:

- [1] 陈明香,胡儒卓,李润洪. 微合金钢的开发与研究[J]. 钢管, 2002,31(4):14-18.
- [2] 侯晶,王飞,赵国英,等. 微合金钢的研究现状与发展趋势[J]. 材料导报,2007,21(6):91-95.
- [3] 完卫国,赵明琦,张若蓄. 钒氮微合金化 HPRB400 钢筋的试制[J]. 炼钢,2005,21(3):9-13.
- [4] 刘文飞,李超,马宁,等. 低镍铁料在炼钢生产中的应用[J]. 鞍钢技术,2014,33(3):36-39.
- [5] 李国成,韩书臣,宋芳,等. 新型中碳中铬合金钢耐磨衬板的研制与应用[J]. 材料导报,2009(3):437-440.
- [6] 王建锋. CSP 流程钛微合金化高强度钢的开发及强化机理研究[D]. 湖北:武汉科技大学,2011.
- [7] 齐丽华,杨龙,冯耀荣,等. X100 级管线钢的微观组织与力学性能的关系[J]. 热加工工艺,2011,40(2):15-19.
- [8] 冯运莉,周颖. 中碳钢过冷奥氏体形变过程中的组织演变[J]. 热加工工艺,2015,44(9):1-5. 

(上接第 84 页)

晶引起。

参考文献:

- [1] 陈树旺,陈卫东. 固体渗硼技术的研究与应用[J]. 热处理, 2011,26(3):112-115.
- [2] 程军,毛勇. Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金高温力学性能研究[J]. 热加工工艺,2012,41(22):9-12.
- [3] 赵亮,刘建荣,王清江,等. 析出相对 Ti60 钛合金蠕变和持久性能的影响[J]. 材料研究学报,2009,23(1):1-5.
- [4] 袁红梅,张忠健,徐涛,等. 渗硼对硬质合金物理力学性能及耐磨性的影响[J]. 硬质合金,2012,29(4):191-196.

(上接第 87 页)

- [1] fracture resistance in lamellar TiAl alloys [J]. Acta. Materials 2004,52:4601-4614.
- [2] Chen J H, Cao R, Wang G Z, et al. Study on notch fracture of TiAl alloys at room temperature [J]. Metallurgical and materials Trans A,2004,35A(2):439-457.
- [3] Lu Y H, Zhang Y G, Chen C Q. The fracture mechanism of a fully in fully lamellar γ -alloys through in-situ SEM observation [J]. Intermetallics,2000(8):1443-1445.
- [4] 郑瑞廷,张永刚,陈昌麟,等. 显微组织应变速率对全片层 TiAl 合金室温塑性的影响[J]. 材料科学与工艺,2004,12.
- [5] 孙红亮,黄泽文,朱德贵. 热处理对 Ti-44Al-4Nb-4Zr-1B 合金

- [5] 赵永庆. 高温钛合金研究[J]. 钛工业进展,2001(1):33-39.
- [6] Ana K, Dragana Z. Thermodynamic analysis of alloys Ti-Al, Ti-V, Al-V and Ti-Al-V [J]. Journal of Alloys and Compounds,2008,31(4):164-171.
- [7] 丁蓓蓓,李伯龙,韩鹏,等. Nd 对一种近 α 型高温钛合金热稳定性的影响[J]. 热加工工艺,2011,40(18):4-7.
- [8] Suwarno S. Microstructure and hydrogen storage properties of as-cast and rapidly solidified Ti-rich Ti-V alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2012,34(21):1831-1838.
- [9] 贾蔚菊,曾卫东,张尧武,等. 热处理对 Ti60 合金组织及性能的影响[J]. 中国有色金属学报,2010,20(11):2136-2141. 
- [5] 组织和性能的影响[J]. 热加工工艺 2013,42(1):187-192.
- [6] 孙诗涵,陈华. TiAl 合金高温真空烧结组织及氧化性能研究[J]. 热加工工艺 2014,43(6):1-4.
- [7] 朱浩,曹睿,陈剑虹,等. 不同预损伤对层状 TiAl 基合金断裂行为的影响[J]. 稀有金属,2006,32(3):60-65.
- [8] 雷明霞,曹睿,陈剑虹,等. 加载速率对 TiAl 基合金载荷控制下的断裂机理影响 [J]. 稀有金属材料与工程,2006,35(11):1730-1734.
- [9] 曹睿,陈剑虹,张继,等. 近全层 γ -TiAl 基合金室温拉伸断裂机理的研究[J]. 稀有金属材料与工程,2005,34(5):696-700.

