

新 β 型 Ta-TiAl 合金的高温开裂行为

罗媛媛, 毛小南, 吴金平, 郭荻子, 杨帆

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 利用 Gleeble-3800 型热模拟试验机对铸态 TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金进行了等温热压缩试验, 研究了该合金在 1150~1300 °C 及 0.1~1 s⁻¹ 应变速率下的高温变形后的开裂机理。结果表明: 铸态合金表面开裂主要以 45° 剪切开裂和纵向自由表面开裂为主, 但起裂位置不同; 合金的热变形损伤以及开裂行为对热加工参数极为敏感, 且其开裂程度随着变形温度的降低、应变速率的增大以及变形量的增加而变化。合金在高温高应变速率下热变形, 易在晶界附近形成高密度位错、变形位错与滑移带等微缺陷, 并在进一步变形中形成微裂纹。微裂纹沿着 β 晶界、 α_2/γ 片层内、相邻晶粒之间、晶界与晶内等位置形核。

关键词: Ta-TiAl 合金; 开裂行为; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)03-0816-06

TiAl 基合金因具有轻质, 良好的抗氧化性、抗蠕变性及高温强度等特点, 受到各国的广泛关注, 成为航空航天飞行器高温结构部件的最佳候选材料之一^[1-3]。优化热变形工艺参数以充分发挥材料的加工性能成为高温 TiAl 合金成形研究的重要问题之一。然而, 该合金在热变形过程中, 由于加工性较差, 容易出现表面和内部开裂^[4], 需要耗费大量的时间打磨掉表面裂纹, 导致产品的生产率和成品率下降, 甚至影响产品质量, 导致产品报废。因此, 十分有必要针对这些材料的热变形损伤行为及开裂机理展开深层次的研究。

对于 TiAl 的变形和断裂行为, 国内外的学者先后对此进行了详细的研究, 发现合金的晶粒尺寸、晶粒边界化学成分、结构、试验温度等都影响合金的变形与断裂行为。L. Heatherly^[5]认为裂纹扩展在 α_2/γ 界面与 γ/γ 界面。Y. Wang^[6]等研究 Ti-47Al-2Mn-2Nb 合金的韧脆转变点时发现, 合金的断裂方式主要受温度和应变速率的影响, 在韧脆转变点之下, 穿晶断裂起主要作用, 反之韧窝起主要作用。K. S. Chan^[7]研究了 Ti-Al 合金的微裂纹首先产生在 α_2 片上。而 J. J. M. Arate^[8]等人研究了全片层 TiAl 合金的裂纹长大, 并建立了裂纹扩展路径几何模型, 还利用等效应变计算了裂纹长大抗力。R. Cao^[9]等人利用拉伸和三点弯曲实验研究了加载速率对全片层 TiAl 合金损伤和断裂行为的影响, 研究表明全片层合金拉伸过程中产生的开裂源于晶内微裂纹的累积, 而双态合金的开裂则是由关键的 Griffiths

裂纹长度决定的。然而, 上述研究多偏重于 TiAl 基合金的室温拉伸断裂与预制裂纹的蠕变断裂, 而对高温变形损伤断裂方面的研究, 尤其是对新的 β 型 TiAl 合金的研究还缺乏详细而系统地分析, 系统分析断裂机理及参数对于下一步的热加工至关重要。

TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金是由西北有色金属研究院自主研发了新 β 型 TiAl 合金, 其具有优异的高温性能。本工作主要研究该合金的热变形开裂方式以及开裂机制, 分析了不同热变形参数对合金开裂行为的影响, 研究了微裂纹的形核位置, 分析了微裂纹的扩展类型, 为后续该合金热加工提供理论基础依据。

1 实验

所用材料经 3 次真空自耗熔炼和 1000 °C/10 h 均匀化处理得到铸态 TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金样品。实验材料的原始组织为 (α_2/γ) 近片层组织。

利用动态机械热膨胀仪测试合金的共析温度为: 1190 °C, $T_{\alpha/\alpha+\gamma}$ 温度为 1290 °C。等温恒应变速率压缩实验在 Gleeble-3800 型热模拟试验机上进行, 从铸锭上切取 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 圆柱体试样, 压缩变形温度分别为 1150, 1200, 1250, 1300 °C, 应变速率为 0.1, 0.5, 0.7, 1 s⁻¹, 变形量为 45%~65%。实验采用真空感应加热, 升温速率为 5 °C/s, 升温至变形温度后保温 150 s 以使试样的温度均匀化, 热变形完成后立即空冷, 然后沿着平行于压缩轴方向将试样切割成两部分,

收稿日期: 2017-03-10

基金项目: 陕西省科技统筹创新工程计划 (2016KTCQ01-103)

作者简介: 罗媛媛, 女, 1980 年生, 博士, 高级工程师, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, E-mail: grass8180@126.com

制备金相试样, 利用 HF、HNO₃ 及 H₂O 混合溶液按照 1:3:5 配比, 对试样进行腐蚀, 并采用奥林巴斯 PMG 3 卧式光学显微镜和 EM-200GX 型透射电镜观察和分析压缩后 TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金宏观和微观开裂组织。

2 结果与分析

2.1 合金热变形开裂形式

Ta-TiAl 合金试样经不同条件压缩后, 其表面呈现出不同程度的开裂, 如图 1 所示。总体来看, 试样表面宏观形貌主要有 2 种开裂形式, 即 45°剪切开裂与纵向自由表面开裂。从图中可以看到, 试样表面的开裂程度随着变形温度的降低、应变速率的提高以及变形程度的提高而加剧。值得特别注意的是, 本研究采用半经验法获得临界开裂量后, 研究不同热变形条件下的开裂机理。如低温 1150 °C/45%条件下, 应变速率为 0.1 s⁻¹, 无微裂纹; 而样品表面产生少量的平行于压缩轴的褶皱。

由表 1 可知, 当在共析温度(1190 °C)下较低的温度(1150 °C)和较高的应变速率(≥ 0.5 s⁻¹)变形时, 合金表面主要为 45°剪切开裂。因为锻造时虽然仅在轴向受应力, 但与轴线成 45°方向切应力最大, 此时材料本身的塑性较低, 则易产生近 45°方向的斜裂, 这是材料在该变形条件下塑性不好的表现。在共析温度以上较高的温度(≥ 1200 °C)和较高的应变速率(≥ 0.7 s⁻¹)变形时, 由于氧化的影响, 试样表面出现了纵向的自由表面裂纹, 位置为样品的中心部位。当变形温度越高, 表面自由开裂的程度越严重。一方面, 由于 TiAl 与氧容易反应使得合金表面产生一层 TiO₂ 与 Al₂O₃ 混合氧化物层, 该层内侧多空洞。当试样从高温冷却到室温时, 试样表面的氧化除了形成钛的氧化物外, 氧还可通过氧化层继续向内部扩散而形成富氧脆性层, 从而容易引起试样开裂^[10]。R. Cao 等^[11]在研究 Ti-47Al-2.5V-1.0Cr 合金的室温压缩时发现了同样的周向开裂现象, 并且认为这是由于剪应力与正应力共

同作用的结果: 剪应力引起开裂, 而正应力使裂纹扩展。由于合金在室温压缩, 因此并未考虑合金在高温下氧化的影响。此外, 在试样顶面和底面还发现微裂纹, 这与压缩时的切应力有关。曹睿^[12]等认为对全片层组织来说, 剪切开裂首先开始于顶面或底面, 而顶面与底面的切应力是裂纹形成的主要控制因素。另外, 试样表面开裂情况对热变形参数极为敏感, 因此分析热加工参数对合金热变形损伤具有重要意义。

2.2 合金热变形开裂机制

由上述试样表面宏观开裂形貌分析可知, 试样表面呈现出 45°剪切开裂和纵向自由表面开裂 2 种主要开裂形式。类似的现象在金相组织(OM)中也可以观测到, 如图 2 所示。由图 2a 可知, 当变形条件为 1150 °C/0.5 s⁻¹/50%时, 试样表面呈现 45°剪切开裂。且通过组织观测可知, 其开裂为 45°穿层宏观开裂。当变形条件为 1300 °C/0.5 s⁻¹/65%时, 试样表面形成纵向自由表面开裂(图 2b)。

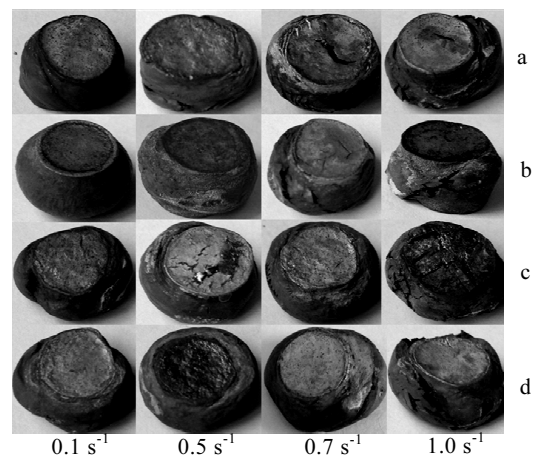


图 1 不同热压缩条件下铸态 Ta-TiAl 合金表面宏观形貌
Fig.1 Macro-photographs of as-cast Ta-TiAl alloy samples deformed at different processing parameters: (a) 1150 °C /50%; (b) 1200 °C/50%; (c) 1250 °C/60%; (d) 1300 °C/65%

表 1 热压缩试样表面开裂参数

Table 1 Hot compression parameters of as-cast Ta-TiAl alloy

Deformation temperature/°C	Strain rate/s ⁻¹	Height reduction/%	Visual observations
1150	≥ 0.7	≥ 40	45° shear cracks+small free-surface cracks
	≥ 0.1	>50	
1200	≥ 1	≥ 45	45° shear cracks+small free-surface cracks
	>0.1	>50	
1250	≥ 0.7	>50	45° shear cracks+several free-surface cracks
	>0.1	≥ 60	
1300	≥ 0.7	≥ 50	45° shear cracks+several free-surface cracks
	≥ 0.5	>65	
Other processing parameters	No free-surface	Other processing parameters	No free-surface cracks

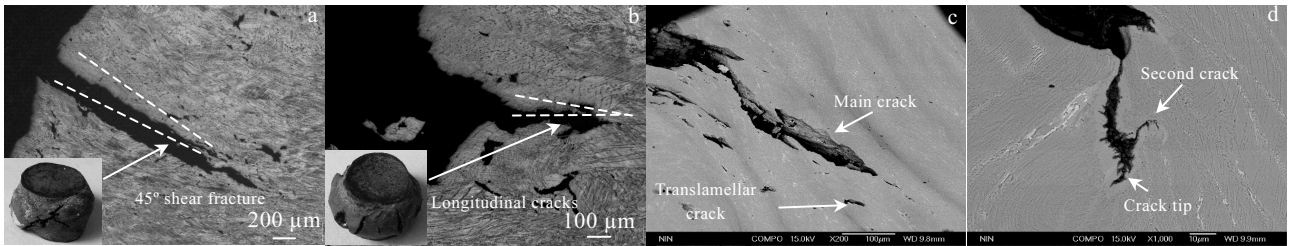


图 2 应变速率为 0.5 s^{-1} 不同温度下铸态合金断裂表面宏观形貌

Fig.2 OM (a, b) and SEM (c, d) macro-morphologies for the fracture of as-cast alloy at strain rate of 0.5 s^{-1} : (a) 45° shear fracture at $1150 \text{ }^\circ\text{C}/50\%$; (b) longitudinal free-surface fracture at $1300 \text{ }^\circ\text{C}/65\%$; (c) the fracture at 45° shear fracture; (d) the fracture at longitudinal free-surface fracture

从SEM组织(图2c和2d)可以看出,主裂纹沿着 β 晶界扩展,而在与主裂纹成一定角度方向形成新的、少量微裂纹。微裂纹的形成对于合金的变形和断裂行为影响较大,甚至有人认为不是晶粒尺寸,而是裂纹的形核与扩展直接影响TiAl基合金的塑性。

在 $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ 变形时,由于变形温度的升高,在试样表面容易形成较厚的氧化层。而氧化层主要由表层稀疏 TiO_2 ,中间为 Al_2O_3 和 TiO_2 的混合层,再往里是一层贫Al带,主要由Ti和Ta的混合氧化物组成,Al的含量相对较少。从氧化实验中可知,TiAl合金表面稀疏的氧化层易脱落,因此容易造成表面的微观开裂,从而引起如图2d所示的纵向裂纹。在高温变形条件下,该类裂纹成为合金开裂的主要方式之一,因此在实际生产中应涂抹抗氧化涂料,来防止开裂。此外还发现在样品的顶面与底面都出现了微裂纹(如图3所示),这种方式在热变形过程中不常见,因此可将其归为自由表面开裂一类。根据曹睿^[11]研究分析认为TiAl全片层组织在室温压缩变形下 45° 剪切断裂主要是切应力引起的,而其最终的断裂是由于顶面和底面产生的剪切裂纹扩展到试样中部并相互连接而诱发。这与在实验中的发现一致。 45° 剪切断裂的起裂位置为顶面(图3a)或者底面(图3b),并沿着 45° 方向扩展,裂纹多在晶界或者片层界面之间形成,扩展过程中,当剪切裂纹占据主动地位时,试样就以剪切开裂造成宏观损伤。而顶面沿着压缩轴方向的裂纹在扩展过程中遭遇到拉长的大片层晶团,很难穿过晶团开裂,而晶团的晶界由于试样鼓起的正应力与剪切开裂引起的正应力仍然不足以引发中心部位沿着压缩轴方向开裂。而顶面和底面起裂的剪切裂纹进一步扩展需要一定的时间,降低了纵向韧带的面积,才使2个剪切裂纹之间的韧带在几乎平行于压缩轴方向的切应力下断裂。但并非所有的起裂位置都在顶面或者底面。而在这期间,高温下合金的抗氧化能力减弱,形成的氧化层容易脱落,也容

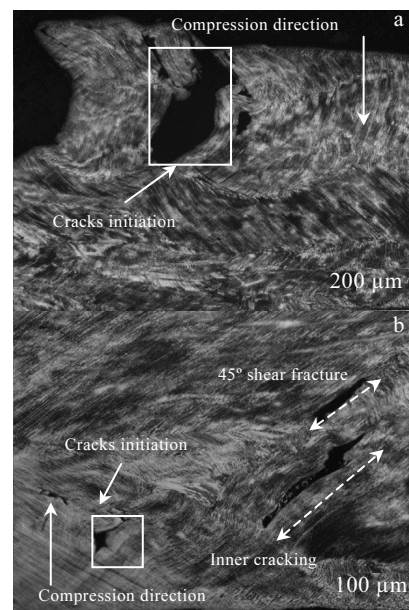
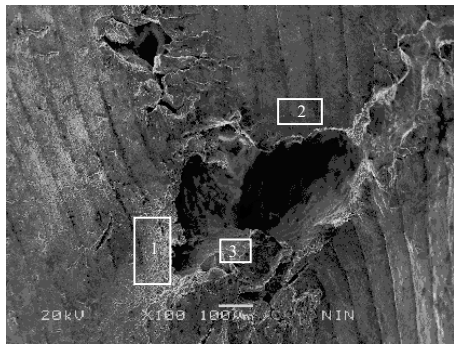


图 3 合金在 $1150 \text{ }^\circ\text{C}/0.5 \text{ s}^{-1}/50\%$ 下的起裂位置表面形貌

Fig.3 Crack initiation and propagation of the as-cast alloy in the compression loading mode ($1150 \text{ }^\circ\text{C} /0.5 \text{ s}^{-1}/50\%$): (a) top surface and (b) bottom surface

易造成开裂,如图4所示。样品表面的氧含量比开裂面的氧含量稍高,这说明样品的开裂是由氧化膜引起的,在变形过程中,氧化膜脱落导致表面损伤,同时还发现断裂面中的Ta、Cr元素的含量明显较样品表面的高,这说明难熔元素富集的区域也容易引起失稳损伤。同时还对图2d中的裂纹尖端进行了EDS分析,发现有富氧区,这说明裂纹的扩展与氧化层有关。

综合上述分析,铸态合金热压缩开裂的原因可以归结为以下几点:(1)加工参数(变形温度、应变速率)的影响;(2)高温氧化生成的氧化物挥发,形成多孔疏松态;(3)热压缩时自由表面所受附加拉应力作用;(4)铸态合金中难熔元素的富集及粗大片层。基于上



Zone	Element content, $\omega/\%$					
	Ti	Al	Cr	Ta	W	O
1	18.89	17.18	0.56	0.66	0.20	62.50
2	19.50	19.48	0.54	0.70	0.10	59.67
3	24.20	20.24	0.92	1.64	0.25	52.43

图 4 应变速率为 1 s^{-1} 在 $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ 经过 50% 变形后合金断裂的 SEM 照片及 EDS 分析结果

Fig.4 SEM image and EDS results for the fracture of as-cast alloy at strain rate of 1 s^{-1} at $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ with 50% reductions

述分析可知, 铸态合金的热损伤以及开裂行为对热加工参数极为敏感, 且其开裂程度随着变形温度的降低、应变速率的增加以及变形量的增加而加剧。为了防止开裂, 应在坯料表面采用带包套挤压和包套锻造, 添加隔热棉和预热涂抹抗氧化涂层等防止氧化和减少附加拉应力的措施。而对于高应变速率易发生开裂的问题, 应尽量采用慢速成形设备(如液压机)进行开坯来改善。基于上述分析可知, 铸态 TiAl 合金的热变形损伤以及开裂行为对热加工参数极为敏感, 且其开裂程度随着变形温度的降低、应变速率的增加以及变形量的增加而加剧。为了有效指导 TiAl 合金的开坯生产, 研究合金热变形过程的开裂行为具有重要的现实意义。

2.3 合金热变形开裂机理

图5为合金片层在不同变形温度及应变速率下的 TEM 微观组织。图5a显示了在高应变速率 0.5 s^{-1} 下 γ 晶内位错密度大, 应变速率提高时, 发现变形孪晶较多(图5b), 此外还发现了组织中的亚晶结构(图5c)。与铸态组织相比, 变形后的组织位错密度、变形孪晶等微缺陷数量明显增加。实际上, 损伤初期, TiAl 基合金内部可以启动的位错、层错较少。随着载荷增加, 位错通过增殖及攀移等方式致使其密度加大, 且互相发生缠结, 形成胞状亚结构。而位错的不断塞积, 使得层错逐渐重叠形成变形孪晶。孪晶界面变形较困难, 容易形成微裂纹。合金变形过程中的位错在应力作用下形成位错网, 致使位错滑移困难较大, 难以通过协调变形的的方式穿过晶界, 使得变形抗力增加, 宏观表现为材料的变形加工性能下降。由于 TiAl 基合金的片层组织晶界为犬牙交错状, 并呈相互啮合状, α_2/γ 片层晶团之间受到取向关系约束, 使 α_2/γ 片层界面结合能力较强, 此类晶界难以通过滑动的方式进行变形; 而 γ/γ 片层附近易产生高密度位错, 片层内变形孪晶形成, 片层晶团的晶界附近有滑移面产生, 这些缺陷的形成位置及周围的界面都易使 Ta-TiAl 合金产生微裂纹。

TiAl 合金高温变形中, 不同裂纹的形核位置主要是由变形孪晶与位错滑移共同引起的, 而微裂纹究竟是如何扩展的, 需要进一步分析裂纹扩展的机理, 做了合金的 TEM 实验。图 6 为合金微裂纹产生的具体位置。在变形中 γ/γ 片层间易形成微裂纹(图 6a); 沿孪晶界和孪晶尖端方向形核并扩展, 形成微裂纹(图 6b); 在裂纹的尖端有一排排的高密度刃型位错(图 6c)。在片层间产生的裂纹沿着位错密度较多的方向穿过片层之间的界面, 沿着变形孪晶方向, 形成新的裂纹(图 6d), 而该裂纹的形状是“Z”型。从上述分析可以看出, 合金在高温变形过程中可能在能量起伏变化的地方产生微裂纹。如: (1) γ/γ 的层边界; (2)变形孪

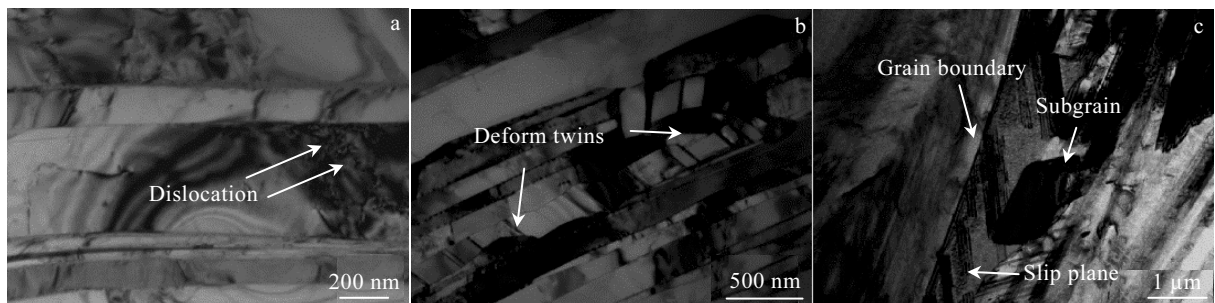


图 5 铸态 TiAl 合金在不同压缩应变速率下的 TEM 组织

Fig.5 Deformation structures and fractographs of the TiAl alloy after compressing testing at different temperatures and strain rates: (a) $1200 \text{ }^\circ\text{C}/0.5 \text{ s}^{-1}$; (b) $1200 \text{ }^\circ\text{C}/1 \text{ s}^{-1}$; (c) $1250 \text{ }^\circ\text{C}/1 \text{ s}^{-1}$

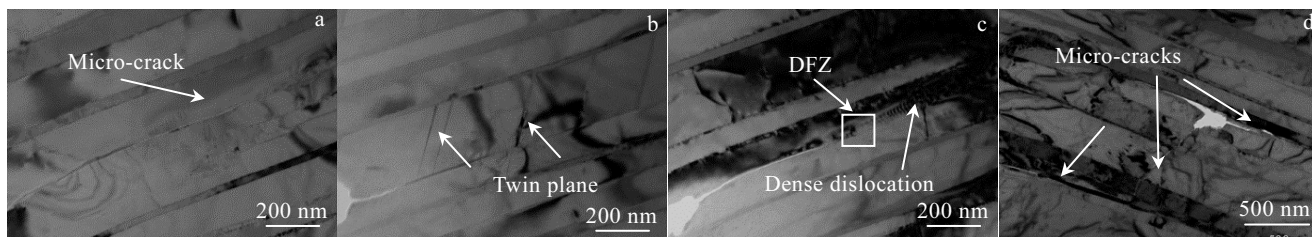


图 6 合金热压缩变形后组织中的微裂纹

Fig.6 Crack deflecting: (a) along γ/γ grain boundary; (b) a lot of dislocations and twins emitted from the crack tip; (c) along lamellar interface of neighbor grain; (d) along twins orientation

晶与基体间的界面; (3) 2个变形孪晶的相交处; (4) γ/α_2 片层边界或与层边界之间的交错点或 β 晶界。 β 型TiAl合金在热变形过程中, 微裂纹形核多与变形孪晶与高密度位错有关。从宏观来看, 合金高温变形中的微裂纹主要分为穿层、沿层以及沿晶裂纹。由于在加热与冷却过程中, 仅出现 γ 片层的溶解与析出以及 β 的体积分数变化, 未发现其他析出相, 那么可以认为, 合金在高温变形过程中, 图6所示的微裂纹为合金在加载过程中导致最终失效断裂。

有研究认为^[13], 脆性材料TiAl与韧性材料一样, 断裂过程中裂纹尖端会发射大量位错, 而这些位错随后达到平衡后形成反塞积群, 裂纹尖端与最后一个已发射位错之间, 会形成一个无位错区(DFZ), 裂尖发射位错并形成DFZ之后, 由于依靠裂纹扩展的方向放射出的螺型和刃型位错, 并不能使裂纹产生钝化。而DFZ是一个高畸变的异常弹性区。裂纹扩展具有“Z”型模式, 因为纳米级微裂纹也可以沿TiAl的潜在解理面 $\{100\}$ 、 $\{110\}$ 和 $\{111\}$ 上形核, 所以微裂纹和主裂纹成一定角度。对韧性材料, 纳米尺寸的微裂纹一旦形核就钝化呈空洞(即使保持恒载荷); 而对脆性材料, 纳米微裂纹并不钝化而是解理扩展, 这就是韧脆的本质区别。裂纹容易形核于 α_2/γ 片层之间, 随着孪晶面进行扩展, 并呈现出“Z”型结构。这是由于孪晶难于变形, 使得晶界发射普通位错, 降低孪晶尖端的弹性应力, 使得变形能穿过晶界。R. G. Ding^[14]研究了全片层Ti-45Al-2Mn-1B(原子分数, %)合金疲劳断裂时发现: 穿层裂纹的交叉线与断裂面和 γ 片内的孪晶/滑移界面有关, 而沿层裂纹的断裂面的交叉线是由孪晶之间的交互作用引起的。B. A. Simkin^[15]等在研究Ti-47.9Al-2Cr-2Nb合金的四点弯曲试验中也发现了在裂纹尖端产生了孪晶与位错团, 并随着变形量的增加, 孪晶会造成微裂纹在晶界处产生, 并连接形成全穿层裂纹, 导致断裂失效。这与本研究的发现一致,

因此认为变形孪晶易造成微裂纹。

综上所述, 新 β 型TiAl合金在高温高应变速率下, 微裂纹主要在 α 晶界、 γ/γ 片层、孪晶界面等形核; 而沿着片层相邻界面、孪晶交割处、无位错区等区扩展, 多呈现“Z”型扩展。轴向压缩裂纹的传播是一个稳定的过程, 微裂纹并没有轻易地融合、连贯。因此, 固体破坏时的应力比微裂纹开始扩展时的应力要大的多。压缩时大量的小裂纹只会进行较稳定地、缓慢地扩展, 随着应力的逐步增加, 每一个小裂纹个体的尺寸都会因扩展而长大, 后期小裂纹之间会产生合并、连接, 并最终导致材料发生破坏性开裂。

3 结论

1) Ta-TiAl合金表面主要表现为以顶面或者底面为起裂位置的 45° 剪切开裂和纵向自由表面开裂2种宏观断裂形貌。2种断裂方式的微观断口表面均呈现为穿层断裂和沿层断裂的混合方式。

2) Ta-TiAl合金的热变形损伤以及开裂行为对热加工参数极为敏感, 且其开裂程度随着变形温度的降低、应变速率的增加以及变形量的增加而加剧。

3) Ta-TiAl合金在高温高应变速率下热变形, 易在晶界附近形成高密度位错, 变形位错与滑移带等微缺陷, 并在进一步变形中形成微裂纹。微裂纹沿着 β 晶界、 α_2/γ 片层内、相邻晶粒之间、晶界与晶内等位置形核; 而沿着孪晶界、孪晶尖端、无位错区等区多呈现“Z”型结构扩展。

参考文献 References

- [1] Tetsui T, Kobayashi T, Ueno T *et al. Intermetallics*[J], 2012, 31: 274
- [2] Clemens H, Mayer S. *Adv Eng Mater*[J], 2013, 15(4): 191
- [3] Niu H Z, Chen Y Y, Xiao S L *et al. Intermetallics*[J], 2011, 19(12): 1767

- [4] Kong F T, Chen Y Y, Zhang D L *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2012, 539: 107
- [5] Heatherly L, George E P, Liu C T *et al. Intermetallics*[J], 1997, 5(4): 281
- [6] Wang Y, Lin T L. *J Mater Sci*[J], 1999, 34(13): 3155
- [7] Chan K S, Onstott J, Kumar K S. *Metal Mater Trans A*[J], 2000, 31(1): 71
- [8] Arate J J M, Kumar K S, Curtin W A *et al. Int J Fracture*[J], 2001, 111(2): 163
- [9] Cao R, Lei M X, Chen J H *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2007, 465(1): 183
- [10] Kameda J, Gold C R, Lee E S *et al. High Temperature Oxidation and Behavior*[C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1995
- [11] Cao R, Li L, Chen J H *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2010, 527(10-11): 2468
- [12] Cao Rui(曹睿), Chen Jianhong(陈剑虹), Zhang Ji(张继) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(5): 696
- [13] Simkin B A, Crimp M A, Bieler T R. *Scripta Mater*[J], 2003, 49: 149
- [14] Ding R G, Li H Y, Hu D W *et al. Intermetallics*[J], 2015, 58: 36
- [15] Ng B C, Simkin B A, Crimp M A *et al. Intermetallics*[J], 2004, 12(12): 1317

Fracture Behavior of the New β Ta-TiAl Alloy During the Hot Deformation

Luo Yuanyuan, Mao Xiaonan, Wu Jinping, Guo Dizi, Yang Fan
(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: As-cast TiAl-3Ta-x(Cr, W)(at%) alloys were hot compressed by Gleeble-3800 thermal simulation tester in the temperature range from 1150 to 1300 °C and strain rate range from 0.1 to 1 s⁻¹ for high temperature fracture behavior and microstructure evolution study. The results show that the main fracture modes consist of 45° shear fracture and longitudinal fracture on free-surface, but the crack location is different. Moreover, the cracking degree increases with the decreasing of deformation temperature, or the increasing of strain rate and height reduction. In the high strain rate range, deformation twinning dominates the entire deformation process. Moreover, the cracks nucleation sites are observed at grain boundary of the colonies and/or interfaces between lamellae of the specimens, and cracks initiate and propagate perpendicular to the compression axis.

Key words: Ta-TiAl alloy; fracture behavior; microstructure

Corresponding author: Luo Yuanyuan, Ph. D., Senior Engineer, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86360416, E-mail: grass8180@126.com