



典型钛合金在简谐振动中的 能量消耗和裂纹扩展行为

刘威¹, 王楠¹, 陈永楠¹, 赵秦阳¹, 徐义库¹, 杨晓康², 罗金恒², 武刚³, 赵永庆⁴

- (1. 长安大学 材料科学与工程, 西安 710064;
2. 西安赛特思迈钛业有限公司, 西安 710016;
3. 中国石油集团石油管工程技术研究院, 西安 710077;
4. 西北有色金属研究院, 西安 710016)

摘要: 本文研究了近 β -Ti合金、近 α -Ti合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金在0~110℃、频率为200 Hz简谐振动过程中的振动模量及裂纹扩展行为, 分析了温度对简谐振动中裂纹扩展速率及位错分布的影响, 揭示了裂纹扩展机制。结果表明: 低温下的简谐振动会加剧位错堆积与缠绕, 从而增大阻尼, 降低钛合金的振动回弹能力, 提升钛合金的减振性能。其中, 近 β -Ti合金的储能模量整体比近 α -Ti合金的低28.97%, 其损耗模量和阻尼分别比 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金的高16.4%和9.88%, 其低温下的减振性能优于其他两种钛合金。简谐振动在 β 相内产生的位错在相界累积并向相内滑移, 导致应力集中和界面处微裂纹的产生, 进而发生穿晶断裂。此外, 伴随着 β 相中二次裂纹的产生, 裂纹尖端受到不同方向的阻力, 消耗了额外的简谐振动能量, 尤其是当温度低于-60℃时, 次生裂纹有效延缓了裂纹扩展速率。简谐振动在 α 相内产生的位错首先在相内被激活并不断向相界堆积, 导致相内能量高于相界, 裂纹发生沿晶扩展。在-60~110℃温度区间, 更低的损耗模量和阻尼使简谐振动能量作用在裂纹沿晶扩展上, 增大了 α 相裂纹扩展速率。

关键词: 典型钛合金; 储能模量; 损耗模量; 阻尼; 裂纹扩展

文章编号: 1004-0609(2022)-07-1945-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 刘威, 王楠, 陈永楠, 等. 典型钛合金在简谐振动中的能量消耗和裂纹扩展行为[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(7): 1945-1954. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42099

LIU Wei, WANG Nan, CHEN Yong-nan, et al. Energy consumption and crack propagation behavior of typical titanium alloys during harmonic vibration[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(7): 1945-1954. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42099

随着钛合金使用率的逐年提高, 钛合金结构稳定性已成为衡量飞机先进性的主要指标之一^[1-3]。但高空中低温高速气流差产生的压力差导致机体产生振动, 长期振动使钛合金内部产生细小裂纹, 大大缩短钛合金件使用寿命, 甚至会造成安全事故,

极大浪费人力物力^[4-5]。

ZHOU等^[6]发现振动温度会影响金属力学性能, 高温振动可以消除合金内部的应力集中, 达到强化效果。同样的, 铝合金在高温超声振动过程中, 应力应变曲线上存在一个明显的暂时性凹点,

基金项目: 陕西省科技重大专项(2020zdzx04-03-02, 2020zdzx04-01-02); 陕西省重点研发计划资助项目(2020ZDLGY13-09, 2020ZDLGY12-09)

收稿日期: 2021-07-27; **修订日期:** 2021-11-03

通信作者: 陈永楠, 教授, 博士; 电话: 029-82337343; E-mail: frank_cyn@163.com

这是高频超声振动引起铝合金表面暂时性硬化^[7-10]。TERLINDE 等^[11]认为振动温度对钛合金裂纹扩展行为也有影响,研究发现随着振动温度的升高,裂纹主要沿低能路径 β 相扩展,细长的 α 相增强了合金的抗断裂能力。WANG 等^[12]指出钛合金高温下长裂纹路径倾向于沿 β 相界面传播,且裂纹扩展速率随温度升高而加快。不同钛合金相抗裂纹扩展能力存在差异,这与相的振动裂纹产生机制有关。ZHANG 等^[13]研究了高温下 TiAl 合金的断口形貌,发现层状界面是裂纹成核的主要部位并沿层状界面扩展。此外,温度会导致相界内位错增殖,位错密度与温度呈正相关^[14-15]。由此可见,振动温度会改变合金力学性能,且由于不同相蕴含能量存在差异,钛合金相内裂纹成核与扩展也是不同的。目前,关于钛合金在超高频条件下的裂纹扩展行为讨论较多,而关于简谐振动对裂纹扩展的影响研究甚少。值得注意的是,简谐振动更接近机翼在真实气流环境中的微振。因此,讨论和研究典型钛合金在低温简谐振动过程中的力学响应和裂纹扩展行为,对高空机翼的减振性能具有重要意义。

本文采用机械简谐振动装置研究了近 β -Ti 合金、近 α -Ti 合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti 合金的低温(0~110 °C)简谐振动响应,介绍了钛合金在振动过程中的能量

变化。基于储能模量、损耗模量和阻尼讨论了典型钛合金的能量消耗,并利用透射电子显微镜和扫描电子显微镜分析了典型钛合金的裂纹扩展行为。研究结果将为理解典型钛合金在低温下简谐振动中的能量现象和裂纹扩展行为提供实验依据和理论基础。

1 实验

1.1 实验材料

实验材料为近 β -Ti 合金、近 α -Ti 合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti 合金,其中合金成分如表 1 所示。相组织分别为 β 相(见图 1(a))、等轴 α 相(见图 1(b))以及等轴 α 相(89%)和晶间 β 相(11%)的双态相组织(见图 1(c))。采用线切割将近 β -Ti 合金、近 α -Ti 合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti 合金加工成尺寸为 60 mm×6 mm×1 mm 的片状试样,对加工试样进行抛光预处理,表面除杂清洁后干燥备用。

1.2 振动实验

图 2 所示为力学简谐振动装置(DMA Q800 型)的双臂梁应力应变模式,应变幅值为 15 μm ,频率固定在 200 Hz,加载应力恒定。试样中间轴顶端的

表 1 典型钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of typical titanium alloy

Alloy	Mass fraction/%						
	Al	V	Mo	Cr	Fe	H	O
β -Ti	2.5–3.5	4.7–5.7	4.7–5.7	7.5–8.5	≤ 0.3	≤ 0.015	≤ 0.15
α -Ti	–	–	–	–	≤ 0.2	≤ 0.015	≤ 0.18
$(\alpha+\beta)$ -Ti	5.5–6.8	3.5–4.5	–	–	≤ 0.3	≤ 0.015	≤ 0.2

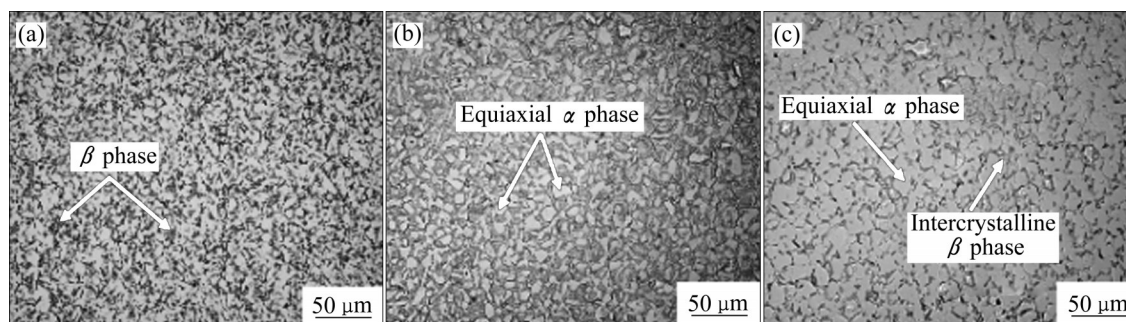


图 1 典型钛合金的组织结构

Fig. 1 Microstructures of typical titanium alloys: (a) β -Ti alloy; (b) α -Ti alloy; (c) $(\alpha+\beta)$ -Ti alloy

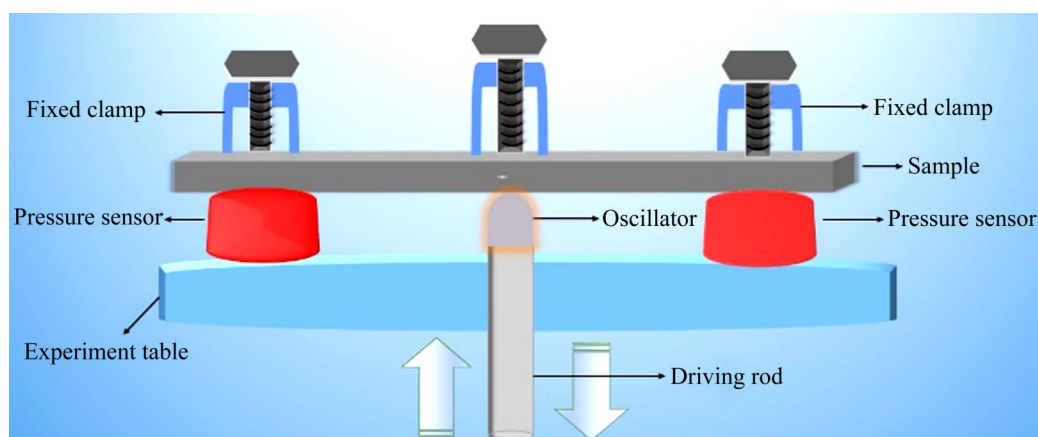


图2 双悬臂梁动态力学分析仪

Fig. 2 Double cantilever beam dynamic mechanics analyzer

振荡器产生简谐振动，通过两端的压力传感器传输数据，分别获得储能模量、损耗模量和阻尼。储能模量是简谐振动期间的回弹模量，常用于表征合金吸收的能量；损耗模量是简谐振动期间能量损耗的模量，损耗来源于合金产生的摩擦项；阻尼是钛合金阻碍回弹的能力，常与合金内摩擦力有关^[16-17]。将简谐振动期间裂纹萌生时的实验数据利用 Matlab 软件处理，以此获得裂纹扩展速率 da/dN 和应力强度因子 ΔK ，并用 Pairs 公式对其进行拟合获得裂纹扩展速率曲线。

1.3 裂纹扩展行为分析

简谐振动后试样用胶态 SiO_2 悬浮液抛光处理，并采用 Keller 溶液 (1%HF+2.5% HNO_3 +1.5% HCl +40% H_2O ，体积分数，余量) 蚀刻。采用扫描电子显微镜 (SEM, S-4800) 研究钛合金振动后相组织形态与裂纹扩展行为，并对断口形貌进行分析。分别制备近 β -Ti 合金、近 α -Ti 合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti 合金振子处的试样，利用透射电子显微镜 (TEM, JEM-2100F) 观察其位错运动及分布。

2 结果与讨论

2.1 简谐振动模量

低温条件下，高强度的典型钛合金增大了简谐振动的回弹能力，致使相内部储存更多能量^[18]。如图 3(a) 所示，储能模量随温度降低而上升。其中近

β -Ti 合金的储能模量整体上比近 α -Ti 合金低了 30%，低温下回弹能力更弱，即对简谐振动响应不敏感^[19]。与此同时，损耗模量增大且接近 $-60\text{ }^\circ\text{C}$ 时达到峰值 (见图 3(b))。CHEN 等^[20]认为损耗模量的增加积累了摩擦项，多余摩擦项将简谐振动能量以热能形式消散。当温度低于 $-60\text{ }^\circ\text{C}$ 时，损耗模量不足以产生更多摩擦项而逐渐降低，减少了简谐振动过程中的能量损失，钛合金的减振性能被削弱。阻尼是阻碍合金回弹的能力，表达式为：

$$\tan \delta = E''/E^* \quad (1)$$

式中： E^* 和 E'' 分别为钛合金的储能模量和损耗模量。随着温度的降低，近 β -Ti 合金、近 α -Ti 合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti 合金阻尼值先升高后降低，并在 $-60\text{ }^\circ\text{C}$ 时达到峰值，与损耗模量曲线基本一致 (见图 3(c))。 β 组织内部产生的摩擦项增大了钛合金内部摩擦力，从而具有高的阻尼值，阻碍简谐振动时的回弹能力最优^[20]。同理，当温度低于 $-60\text{ }^\circ\text{C}$ 时，阻尼因损耗模量积累的摩擦项减少而降低。结合三种模量变化，可知近 β -Ti 合金的低温减振性能优于近 α -Ti 合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti 合金，且在 $-60\text{ }^\circ\text{C}$ 时，减振性能达到峰值。

模量变化趋势取决于材料弹性和塑性，而钛合金弹塑性差异是相的延展性和断裂韧性不平衡引起的^[21-23]，阻尼是导致损耗模量变化的主要原因，因此对储能模量和阻尼变化量进行分析。如图 4 所示，随着温度降低，近 β -Ti 合金和近 α -Ti 合金的阻尼分别增加了 16.33% 和 6.57%，这表

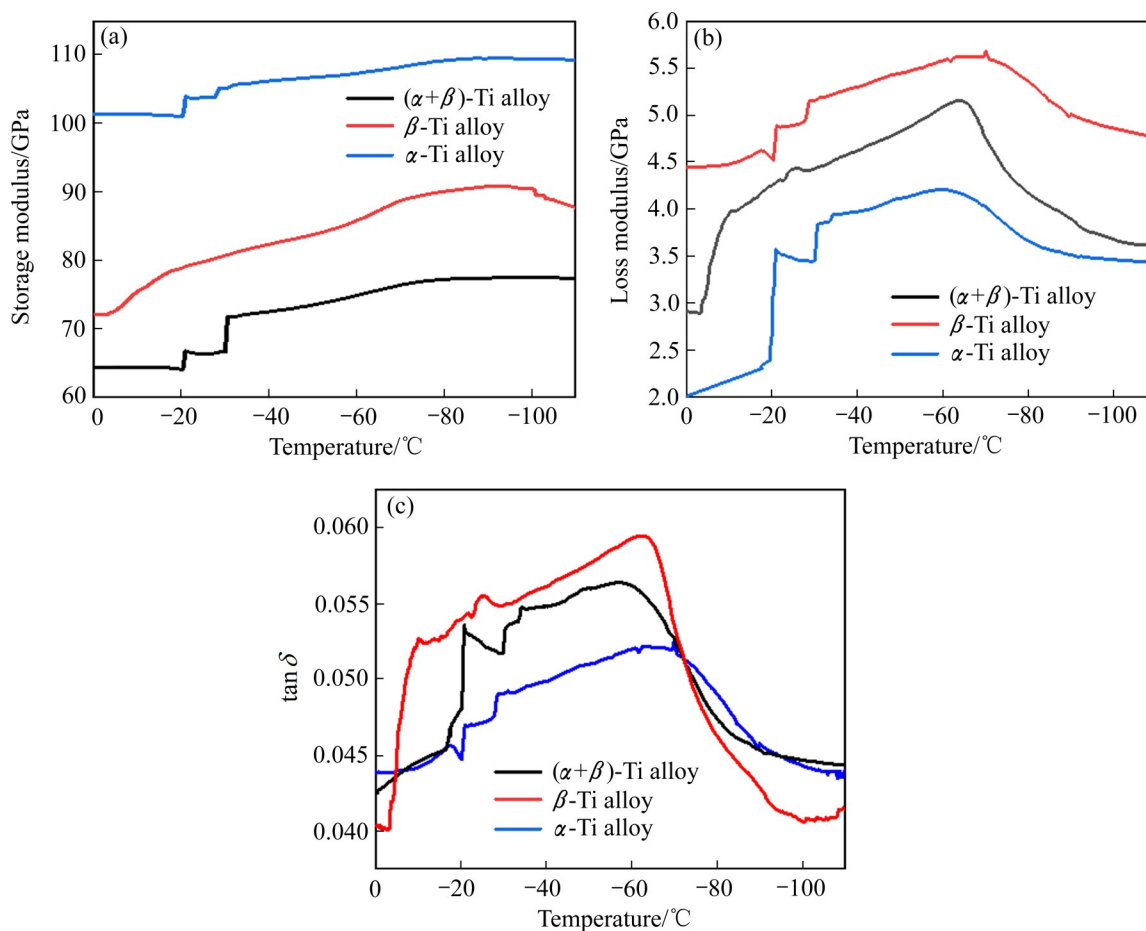


图3 典型钛合金随温度的动态振动性能曲线

Fig. 3 Curves of dynamic vibration properties of typical titanium alloy with temperature: (a) Storage modulus of alloy; (b) Loss modulus of alloy; (c) $\tan \delta$ of alloy

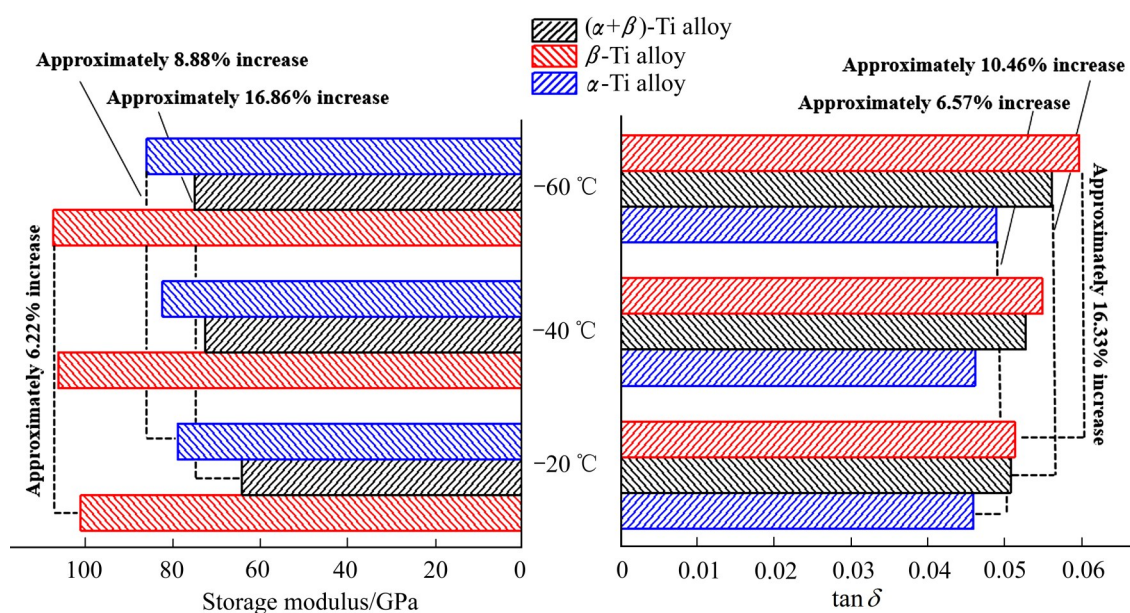


图4 典型钛合金在不同温度时的储能模量和阻尼值

Fig. 4 Storage modulus and $\tan \delta$ of typical titanium alloy at different temperatures

明在 $-20\sim-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, β 相内摩擦力增长程度明显快于 α 相。 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金的阻尼增加率更接近于近 α -Ti合金,这是由于 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金大部分组织尺寸与近 α -Ti合金相似,只有11%的晶间 β 相尺寸不同,导致该部分组织在简谐振动过程中产生了摩擦项,增大了双相钛合金内部的摩擦力^[24]。同时,近 β -Ti合金和近 α -Ti合金的储能模量分别增长了6.22%和8.88%,近 β -Ti合金的简谐振动时回弹能力减弱,其程度高于近 α -Ti合金。从不同温度的振动模量可知:温度为 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,近 β -Ti合金的减振性能是近 α -Ti合金的1.52倍,是 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金的1.38倍。

2.2 典型钛合金简谐振动中的裂纹扩展行为

裂纹扩展速率 da/dN 是反映结构件抗振动断裂的一个重要指标^[25]。近 β -Ti合金初始裂纹扩展速率明显大于近 α -Ti合金,随着应力强度因子 ΔK 增加,两者差距逐渐减小(见图5)。当 $\Delta K=0.134\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ($-60\text{ }^{\circ}\text{C}$),近 β -Ti合金和近 α -Ti合金的裂纹扩展速率均达到 $5.0\times 10^{-5}\sim 5.1\times 10^{-5}\text{ mm/cycle}$,随后近 β -Ti合金的裂纹扩展速率慢于近 α -Ti合金。SASAKI等^[26]研究不同钛合金裂纹扩展速率,认为其主要是由相组织对裂纹的不同响应决定。图6所示为 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金低温时简谐振动期间的裂纹扩展路径,起裂点发生在晶间 β 相处(见图6(b)),裂纹随着简谐振动的进行而扩展生长。值得注意的是, β 相内以穿晶断裂为主,并伴有二次裂纹出现;而 α 相内裂纹是沿晶扩展,未产生二次裂纹。温度区间为

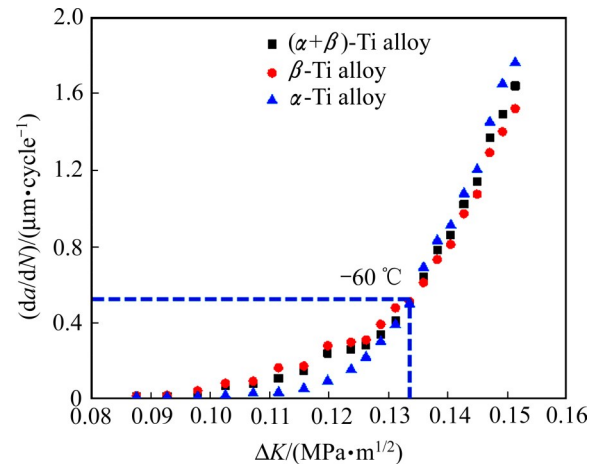


图5 典型钛合金在 $0\sim-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的简谐振动期间裂纹扩展速率曲线

Fig. 5 Crack growth rate curves of titanium alloy under harmonic vibration at $0\sim-110\text{ }^{\circ}\text{C}$

$0\sim-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, β 相的储能模量较小,使其硬度低、脆性小,且相内累积的摩擦项导致应力集中发生穿晶断裂^[27]。 β 相中二次裂纹使扩展路径曲折度增加,裂纹尖端前沿受到不同方向的阻力而发生偏折,消耗了额外的简谐振动能量,损耗模量和阻尼值不断增大,延缓了裂纹扩展速率^[28]。同理, α 相阻尼和损耗模量小于 β 相,即 α 相的内部摩擦项数量为 β 相的1/3,根据裂纹扩展能量消耗原则^[29],裂纹扩展路径沿低能晶界扩展发生沿晶断裂。当温度低于 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, α 相损耗模量和阻尼值降低,简谐振动过程中能量损失减少,导致简谐振动能量作用在裂纹沿晶扩展上,增大了 α 相裂纹扩展速率。

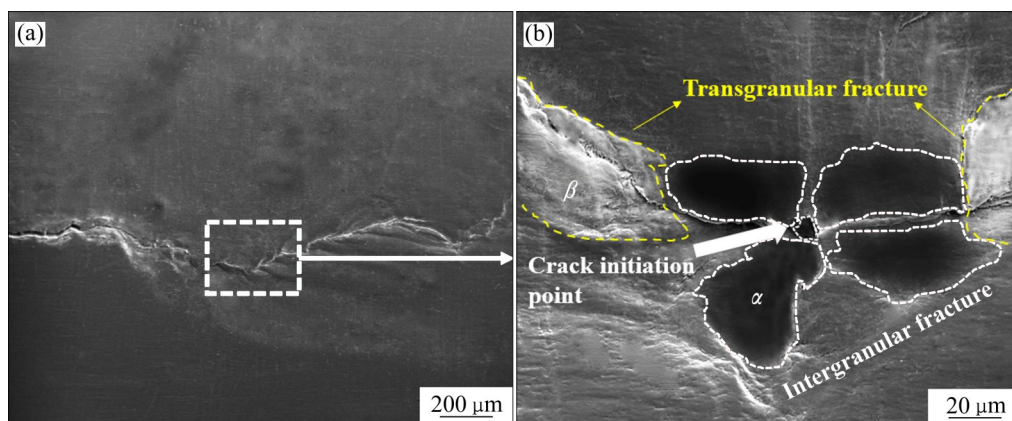


图6 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金在低温时的简谐振动期间裂纹扩展路径

Fig. 6 Crack propagation path of $(\alpha+\beta)$ -Ti alloy under harmonic vibration at low temperature: (a) Propagation area; (b) Magnified area (white circle represents α phase, yellow circle represents β phase)

2.3 断口形貌分析

近 β -Ti合金断口平坦,不同高度的解理台阶在解理裂纹扩展过程中汇合成河流花样,且导致裂纹在不同断裂面扩展,扩展路径曲折度增加,有利于延缓裂纹扩展速率(见图7(a1)和(a2))。近 α -Ti合金中的晶粒细小,断口呈现结晶状^[29];出现了解理台阶,裂纹集中在同一台阶面扩展,加速了裂纹的扩展速率(见图7(b1)和(b2))。与 α 相比, β 相的出现导致($\alpha+\beta$)-Ti合金断口存在部分河流花样^[30],断口形貌接近于近 α -Ti合金的,这与双相钛合金中89%的等轴 α 相和11%的晶间 β 相组织相符(见图7(c1)和(c2))。裂纹在相内沿低能路径扩展,钛合金内部摩擦项会吸收简谐振动能量,因此研究相内摩擦项的分布有助于更好地揭示简谐振动期间的裂纹扩展

机制。

低温简谐振动中钛合金积累了内部摩擦项,多余摩擦项将简谐振动能量以热能形式消散,导致低温下钛合金的损耗模量增加。由图8可知,简谐振动中产生的位错即为相内摩擦项,随着温度的降低,简谐振动能量被用于激活合金内部的位错并发生位错滑移。这宏观上表现为钛合金损耗模量和阻尼的增大,微观上具体体现为不同钛合金相中位错的演变过程,故位错的堆积程度也反应了钛合金的减振性能^[30]。位错在近 β -Ti合金中较为明显,絮状的位错缠结在相界,位错源在相界被激活并出现了微孔(见图8(a1))。温度达到 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,更多位错缠结在相界并向相内扩展(见图8(a2)),在此过程中相内位错相互缠结形成位错堆积,此时近 β -Ti合金的

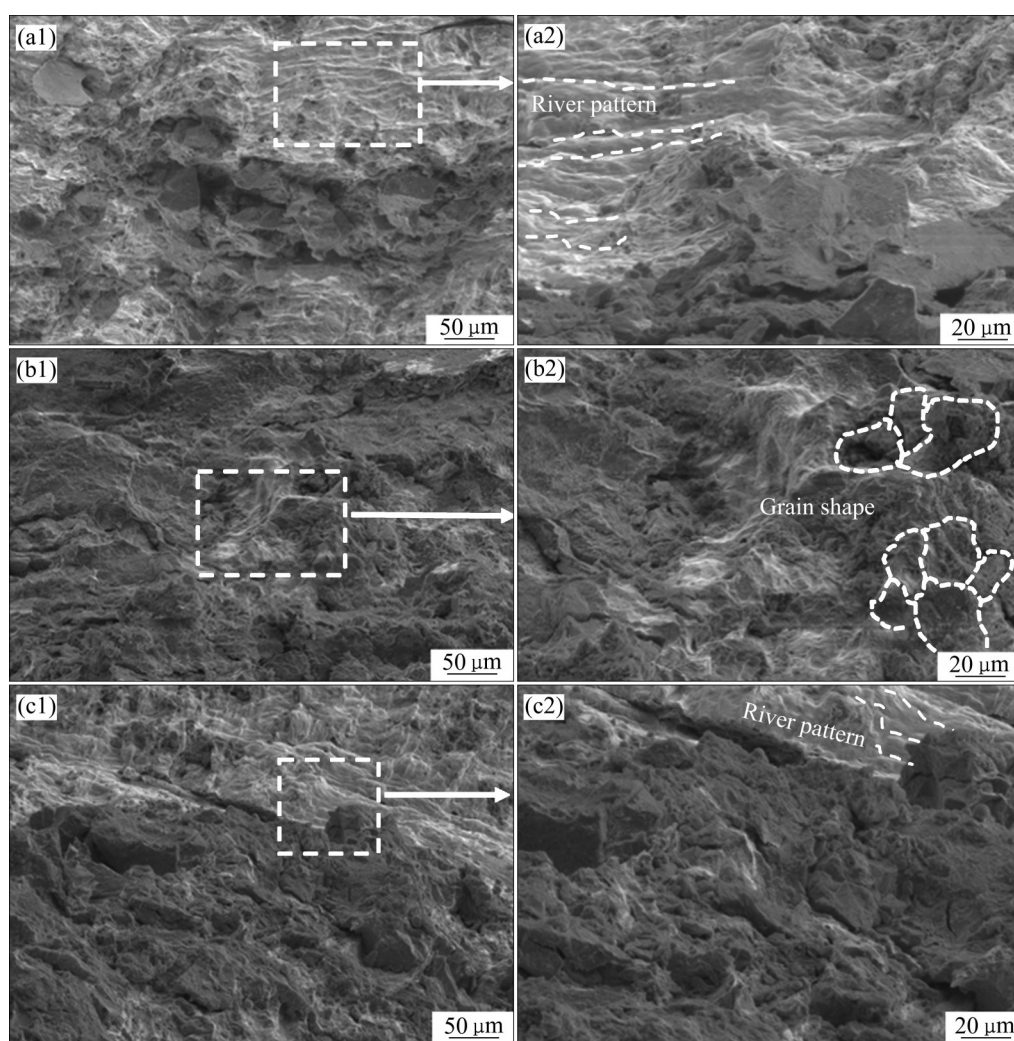


图7 典型钛合金在 $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of different titanium alloys at $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$: (a1), (a2) β -Ti alloy; (b1), (b2) α -Ti alloy; (c1), (c2) ($\alpha+\beta$)-Ti alloy

位错密度明显增加,进一步提升了近 β -Ti合金的低温减振能力(见图8(a3))。与此同时,近 α -Ti合金起初未观察到简谐振动时产生的位错,而是较为光滑的平面(见图8(b1))。近 α -Ti合金在 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时内部位错开始向相界滑移,并伴有少量位错缠结。因此,近 α -Ti合金吸收简谐振动能力差,即低温减振性能弱于近 β -Ti合金(见图8(b3))。而当温度为 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, $(\alpha+\beta)$ -Ti合金中 β 相界开始出现简谐振动产生的位错阵列(见图8(c1));并随着温度降低, $(\alpha+\beta)$ -Ti合金中的 β 相的位错缠结程度逐渐加深,并最终形成位错堆积; α 相位错缠结速度滞后于近 α -Ti合金(见图8(c3))。整个简谐振动过程中, β 相最先在相界出现位错和微孔,导致微裂纹萌生。随着简谐振动期间位错的不断增殖和滑移,更多位错堆积在相内从而导致应力集中,裂纹发生穿晶扩展。伴随着二次裂纹的产生,裂纹尖端前沿受到不同方向的阻力,消耗了额外的简谐振动能量,并在 $-60\sim -110\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度区间,延缓了裂纹扩展速率。而 α 相简谐振动时产生的位错最先出现在相内并向相界

滑移,导致相内能量高于相界,裂纹发生沿晶扩展;当温度低于 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,更低的损耗模量和阻尼使简谐振动能量完全作用在裂纹沿晶扩展上,增大了 α 相裂纹扩展速率。低温下简谐振动能量的消耗是位错增殖与滑移共同作用的结果^[31-32]。 β 相的稳定性通常与合金元素有关^[33], $(\alpha+\beta)$ -Ti合金由于V和Al等稳定元素的加入,使得低温下简谐振动时位错演变程度都略缓于单相钛合金的位错演变^[34]。

3 结论

1) 近 β -Ti合金的储能模量整体比近 α -Ti合金低28.97%,损耗模量和阻尼分别比 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金高16.4%和9.88%。这是由于低温简谐过程中,相较于 α 相组织, β 相组织内部更易产生摩擦项,增大阻尼,因此近 β -Ti合金在低温下的减振性能优于近 α -Ti合金和 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金的。且当温度达到 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,近 β -Ti合金的减振性能是近 α -Ti合金的1.52

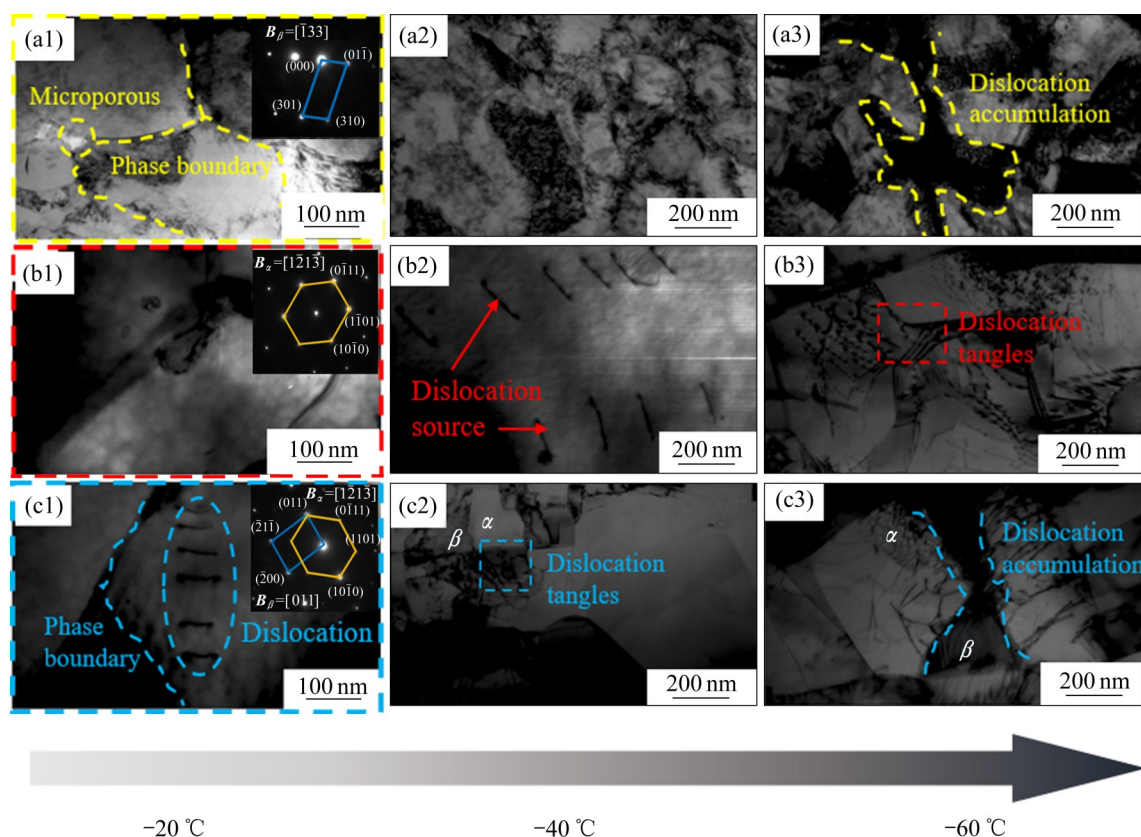


图8 典型钛合金在不同温度下的TEM像

Fig. 8 TEM images of titanium alloys at different temperatures: (a1)–(a3) β -Ti alloy; (b1)–(b3) α -Ti alloy; (c1)–(c3) $(\alpha+\beta)$ -Ti alloy

倍,是 $(\alpha+\beta)$ -Ti合金的1.38倍。

2) 在低温简谐振动过程中,近 β -Ti合金的初始裂纹扩展速率大于近 α -Ti合金。当 $\Delta K=0.134 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ($-60\text{ }^{\circ}\text{C}$)时, β 相中二次裂纹尖端受到不同方向的阻力而发生偏折,消耗更多简谐振动能量,裂纹扩展速率开始减缓,减振性能达到峰值。

3) 在温度为 $0\sim 110\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的简谐振动过程中, β 相最先在相界出现位错和微孔,导致微裂纹萌生。随着简谐振动的进行,位错不断增殖和滑移,更多位错堆积在相内从而导致应力集中,裂纹发生穿晶扩展; α 相在简谐振动中产生的位错最先出现在相内并向相界滑移,导致相内能量高于相界,裂纹发生沿晶扩展。

REFERENCES

- [1] 金和喜,魏克湘,李建明,等.航空用钛合金研究进展[J].中国有色金属学报,2015,25(2):280-292.
JIN He-xi, WEI Ke-xiang, LI Jian-ming, et al. Research development of titanium alloy in aerospace industry[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(2): 280-292.
- [2] 韩建超,刘畅,贾焱,等.钛/铝复合板研究进展[J].中国有色金属学报,2020,30(6):1270-1280.
HAN Jian-chao, LIU Chang, JIA Yi, et al. Research progress on titanium/aluminum composite plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(6): 1270-1280.
- [3] 马英杰,王鼎春,王红武,等.影响TC4ELI合金断裂韧性的因素[J].中国有色金属学报,2010,20(S1):414-418.
MA Ying-jie, WANG Ding-chun, WANG Hong-wu, et al. Factors influencing fracture toughness of TC4ELI alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 414-418.
- [4] 王欢,袁超,郭建亭,等.GH4698合金的疲劳裂纹扩展行为[J].中国有色金属学报,2015,25(1):23-29.
WANG Huan, YUAN Chao, GUO Jian-ting, et al. Fatigue crack growth behavior of GH4698 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(1): 23-29.
- [5] 张宝宁,袁超,郭建亭,等.GH4742合金疲劳裂纹扩展行为[J].中国有色金属学报,2017,27(9):1823-1831.
ZHANG Bao-ning, YUAN Chao, GUO Jian-ting, et al. Fatigue crack growth behavior of GH4742 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(9): 1823-1831.
- [6] ZHOU Xiao-qin, ZUO Cheng-ming, LIU Qiang, et al. Development of a double-frequency elliptical vibration cutting apparatus for freeform surface diamond machining[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 87(5/6/7/8): 2099-2111.
- [7] GUO Wei-bing, MA Ke, WANG Qian, et al. The wetting of Pb droplet on the solid Al surface can be promoted by ultrasonic vibration-molecular dynamics simulation[J]. Materials Letters, 2020, 264: 127118.
- [8] ZHAO Jun-jie, SU Hao, WU Chuan-song. The effect of ultrasonic vibration on stress-strain relations during compression tests of aluminum alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 14895-14906.
- [9] SHI Zhi-feng, GUO Hong-zhen, ZHANG Jian-wei, et al. Microstructure-fracture toughness relationships and toughening mechanism of TC21 titanium alloy with lamellar microstructure[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(12): 2440-2448.
- [10] 陈军,段雨露,彭小燕,等.7475-T7351铝合金厚板的疲劳性能[J].中国有色金属学报,2015,25(4):890-899.
CHEN Jun, DUAN Yu-lu, PENG Xiao-yan, et al. Fatigue performance of 7475-T7351 aluminum alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(4): 890-899.
- [11] TERLINDE G, RATHJEN H J, SCHWALBE K H. Microstructure and fracture toughness of the aged, β -Ti alloy Ti-10V-2Fe-M[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19: 1037-1049.
- [12] WANG Kai, BAO Rui, JIANG Bo, et al. Effect of primary α phase on the fatigue crack path of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 116: 535-542.
- [13] ZHANG W J, CHEN G L, EVANGELISTA E. Formation of α phase in the massive and feathery γ -TiAl alloys during aging in the single α field[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30: 2591-2598.
- [14] SAXENA V K, RADHAKRISHNAN V M. Effect of phase morphology on fatigue crack growth behavior of α - β titanium alloy—A crack closure rationale[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29: 245-261.
- [15] TASSINI N, PATSIAS S, LAMBRINOU K. Ceramic coatings: A phenomenological modeling for damping behavior related to microstructural features[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 4421/2: 509-513.
- [16] 刘洋,刘战强,宋清华.约束阻尼型镗杆的优化及减振性能[J].航空学报,2016,37(6):1992-2002.
LIU Yang, LIU Zhan-qiang, SONG Qing-hua. Optimization and damping performance of constrained damping boring bar[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2016, 37(6): 1992-2002.

- [17] PRASAD S D, TUALSI R P, CHINTADA S, et al. Dynamic mechanical behavior of WC-Co coated A356.2 aluminum alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 767: 988–993.
- [18] TU Teng, CHEN Xian-hua, CHEN Tao, et al. New high-modulus and high-strength Mg-Gd-Ag-Mn-Ge alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 805: 140559.
- [19] AKKUŞ H, YAKA H R. Experimental and statistical investigation of the effect of cutting parameters on surface roughness, vibration and energy consumption in machining of titanium 6Al-4V ELI (grade 5) alloy[J]. *Measurement*, 2021, 167: 108465.
- [20] CHEN Kui-wai, PAN Su-ping, LIU Hui-qun, et al. Effect of α phase morphology on fatigue crack growth behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(9): 2459–2471.
- [21] QIAN Gui-an, LEI Wei-sheng. A statistical model of fatigue failure incorporating effects of specimen size and load amplitude on fatigue life[J]. *Philosophical Magazine*, 2019, 99(17): 2089–2125.
- [22] ZHANG X D, EVANS D J, BAESLACK W A III, et al. Effect of long term aging on the microstructural stability and mechanical properties of Ti-6Al-2Cr-2Mo-2Sn-2Zr alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 344(1/2): 300–311.
- [23] AHMED M, SAVVAKIN D G, IVASISHIN O M, et al. The effect of ageing on microstructure and mechanical properties of powder Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 605(27): 89–97.
- [24] IVASISHIN O M, MARKOVSKY P E, SAVVAKIN D G, et al. Microstructure and properties of multilayer materials on Ti-6Al-4V alloy base, produced by powder technology[J]. *Modern Electrometallurgy*, 2018, 573(20): 271 – 277. (in Russian)
- [25] 祝力伟, 王新南, 朱知寿, 等. TC4-DT 钛合金疲劳裂纹扩展行为及 Paris 区转折点[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(S1): s262–s266.
- ZHU Li-wei, WANG Xin-nan, ZHU Zhi-shou, et al. Fatigue crack propagation behavior and turning point in Paris region of TC4-DT titanium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(S1): s262–s266.
- [26] SASAKI L, HÉNAFF G, ARZAGHI M, et al. Effect of long term aging on the fatigue crack propagation in the β titanium alloy Ti₁₇[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 707(7): 253–258.
- [27] MAENOSONO A, KOYAMA M, TANAKA Y, et al. Crystallographic selection rule for the propagation mode of microstructurally small fatigue crack in a laminated Ti-6Al-4V alloy: Roles of basal and pyramidal slips[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 128: 105200.
- [28] CHI Guang-fang, YI Dan-qing, JIANG Bo, et al. Crack propagation during Charpy impact toughness testing of Ti-Al-V-Mo-Zr alloy tubes containing equiaxed and lamellar microstructures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 852: 156581.
- [29] 陈建军, 丁雨田, 王琨. 原位拉伸法研究 GH3625 合金退火孪晶界稳定性及断裂行为[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(4): 1311–1317.
- CHEN Jian-jun, DING Yu-tian, WANG Kun. Stability of annealing twin boundaries and fracture behavior of GH3625 alloy during in situ tension[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 50(4): 1311–1317.
- [30] YAMAZAKI Y, SUGAYA R, KOBAYASHI U, et al. Effects of thermal cycling and microstructure on the fatigue crack propagation in forged titanium-aluminide alloys under thermomechanical fatigue conditions[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 797: 140248.
- [31] 杨君宝. 基于位错理论的振动消应力的机理研究[J]. *机械研究与应用*, 2007, 20(2): 62–64.
- YANG Jun-bao. Research on mechanism of vibration time-effect based on dislocation theory[J]. *Mechanical Research & Application*, 2007, 20(2): 62–64.
- [32] 徐迪, 杨义, 吴松全, 等. 亚稳 β 钛合金的变形机制的研究进展[J]. *有色金属材料与工程*, 2021, 42(1): 53–60.
- XU Di, YANG Yi, WU Song-quan, et al. Research progress on deformation mechanisms of metastable β titanium alloys[J]. *Nonferrous Metal Materials and Engineering*, 2021, 42(1): 53–60.
- [33] 黄朝文, 葛鹏, 赵永庆, 等. 低温钛合金的研究进展[J]. *稀有金属材料工程*, 2016, 45(1): 254–260.
- HUANG Chao-wen, GE Peng, ZHAO Yong-qing, et al. Research progress in titanium alloys at cryogenic temperatures[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(1): 254–260.
- [34] BRIFFOD F, BLEUSET A, SHIRAIWA T, et al. Effect of crystallographic orientation and geometrical compatibility on fatigue crack initiation and propagation in rolled Ti-6Al-4V alloy[J]. *Acta Materialia*, 2019, 177: 56–67.

Energy consumption and crack propagation behavior of typical titanium alloys during harmonic vibration

LIU Wei¹, WANG Nan¹, CHEN Yong-nan¹, ZHAO Qin-yang¹, XU Yi-ku¹, YANG Xiao-kang²,
LUO Jin-heng², WU Gang³, ZHAO Yong-qing⁴

(1. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China;

2. Xi'an Scitech Titanium Industry Co., Ltd., Xi'an 710016, China;

3. CNPC Tubular Goods Research Institute, Xi'an 710077, China;

4. Northwest Institute for Non-Ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: In this paper, the vibration modulus and crack propagation behavior of near β -Ti alloy, near α -Ti alloy and $(\alpha+\beta)$ -Ti alloy under harmonic vibration at the temperature range from 0 °C to -110 °C and frequency of 200 Hz were studied. The influence of temperature on crack propagation rate and dislocation distribution in harmonic vibration was analyzed, and the crack propagation mechanism was revealed. The results show that harmonic vibration at low temperature will aggravate dislocation accumulation and entanglement, thereby increasing damping, which reduces the vibration resilience of titanium alloys, can improve the vibration reduction performance of titanium alloys. The overall storage modulus of near β -Ti alloy is 28.97% lower than that of near α -Ti alloy, the loss modulus and damping are 16.4% and 9.88% higher than those of $(\alpha+\beta)$ -Ti alloy, respectively. The vibration reduction performance of near β -Ti alloy at low temperature is better than other two titanium alloys. The dislocations generated by the harmonic vibration in the β phase accumulate at the phase boundary and slip into the phase, leading to stress concentration and the generation of microcracks at the interface, and transgranular fracture occurs then. In addition, with the occurrence of secondary cracks in the β phase, the crack tip is subjected to resistance in different directions, which consumes additional harmonic vibration energy. When the temperature is lower than -60 °C, the crack growth rate is delayed. The dislocations generated by the harmonic vibration in the α phase are first activated in the phase and continue to accumulate to the phase boundary, resulting in higher energy in the phase than that of the phase boundary, and intergranular fracture occurs then. In the temperature range from -60 °C to -110 °C, the lower loss modulus and damping make the harmonic vibration energy act on intergranular fracture, which increases the crack propagation rate of α phase.

Key words: typical titanium alloy; storage modulus; loss modulus; tan delta; crack propagation

Foundation item: Projects(2020zdzx04-03-02, 2020zdzx04-01-02) supported by the Major Science and Technology Projects of Shaanxi Province, China; Projects(2020ZDLGY13-09, 2020ZDLGY12-09) supported by the Shaanxi Provincial Key Research and Development Program, China

Received date: 2021-07-27; **Accepted date:** 2021-11-03

Corresponding author: CHEN Yong-nan; Tel: +86-29-82337343; E-mail: frank_cyn@163.com

(编辑 何学锋)