

高强韧 TC4-0.55Fe 钛合金低温冲击韧性及断裂机理

王德龙¹, 何苗霞¹, 高文硕¹, 郭雨萌¹, 董月成¹, Alexandrov Igor V.²

(1. 南京工业大学 材料科学与工程学院, 江苏 南京 211816)

(2. 乌法理工大学 材料科学与金属物理系, 俄罗斯 乌法 450008)

摘要: 为了进一步提高钛合金的低温韧性, 研究钛合金低温断裂失效机理, 本研究采用Fe微合金化方法制备了TC4-0.55Fe钛合金, 系统研究了其在20~−196℃范围内的冲击性能及断裂机制。结果表明: TC4-0.55Fe钛合金在20℃下的低温韧性达到66.8 J/cm²。随着温度降低至−20℃, 低温韧性没有发生任何改变。当温度继续下降至−70℃时, 低温韧性开始降低, 达到46.8 J/cm², 当温度降至−196℃时, 冲击韧性仍保留有25.1 J/cm², 较TC4钛合金提升23.8%。扫描断口分析显示, −196℃仍未达到该合金的韧-脆转变温度。通过EBSD表征发现, 各温度下裂纹附近均有显著数量的孪生行为, 且温度越低, 孪晶密度越高。分析表明: TC4-0.55Fe合金优异的冲击韧性主要归因于细晶强化、 β 基体中弥散分布的细小针状 α_s 相, 以及低温下孪晶密度显著增加的协同作用, 三者共同诱导裂纹扩展路径偏转, 显著提升抗断裂能力。

关键词: TC4-0.55Fe钛合金; 冲击韧性; 断口组织形貌; 低温性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)10-2608-13

1 引言

钛合金作为一种轻质金属, 因其高比强度与优异的低温韧性^[1-3], 成为极地科考、低温贮运等领域中极具发展前景的低温结构材料, 广泛应用于航天器低温燃料储罐、极地考察装备等关键部件制造^[4-6]。钛合金材料的应用可以极大减轻设备质量, 节约设备所用能源^[7], 是新一代高性能船舶和低温设备不可或缺的材料。这些设备在使用过程中不可避免地会受到冲击载荷的影响, 那么研究钛合金结构件在低温冲击载荷下的性能^[8-9]就显得尤为重要。金属的力学性能与温度密切相关, 不同的温度条件下的合金变形机制会存在显著的差异^[10-11], 通常金属材料的强度随着温度的降低而增加, 而其韧性通常会随着温度降低而下降^[12-13]。

低温钛合金是专门针对极低温环境(如−196℃甚至更低温度)服役条件而开发的特种钛合金。以液氢、液氮储箱为代表的航天领域和北极地区环境为例, 其温度通常分别低至−252和−196℃^[14-16], 这对结构件材料的低温强韧性提出了严格的要求。为满足这些特殊环境的应用需求, 西北有色金属研究院等单位先后研制了Ti2Al2.5Zr、Ti3Al2.5Zr和CT20系列低温钛合金^[17]。其中, CT20钛合金具备在−253℃环境下服役的能力, 适用于火箭发动机的低温燃料管路系统; 在CT20基础上进一步开发的CT77低温钛合金, 韧-脆转变温度低于−196℃,

同时具备优异的冷成形、热成形和焊接性能^[18]。但低温钛合金在常温或中等温度下的力学性能往往不及常规钛合金, 其应用范围因此受限于极端低温环境。

与专用的低温钛合金不同, 钛合金如TC4、Ti80等不仅在常温下具有出色的综合性能, 且在低温环境下的强韧性能也相对较高, 与特种低温钛合金性能差距较小^[19-20]。因此, 上述钛合金在更广泛的温度范围内表现出更强的适应性和灵活性。然而, 随着环境温度降低, 钛合金强度的提高通常伴随着塑性与韧性的明显下降^[20]。过去的研究主要集中在钛合金的高温力学性能^[19-21], 而对钛合金在低温环境下的冲击损伤行为和微观控制机制研究尚未形成系统和深入的认识。因此, 深入探讨钛合金低温性能的微观机制, 对于拓宽其低温环境应用范围, 确保其安全性和可靠性, 具有重要的理论意义和实际应用价值。

低温冲击韧性与材料微观组织对裂纹扩展路径的调控能力密切相关。研究表明, 具有层片状组织的钛合金试样在低温冲击断裂时往往呈现起伏更大的断口形貌, 说明裂纹扩展路径更加曲折, 从而提高吸收能量的能力^[22-24]。进一步的研究关注不同组织组合和变形模式对韧性的影响。Lei等^[25]的研究表明, 双峰($\alpha_p + \alpha_s$)组织中, 严重扭结的转变 β 片层(β_t)和碎裂的 α_p 显著提高了冲击韧性。Shi等^[24]则指出, 材料沿裂纹前锋的内在塑性变形

收稿日期: 2025-10-18

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3700802); 俄罗斯科学基金会项目(23-43-00041); 江苏高校优势学科建设工程(PAPD)

作者简介: 王德龙, 男, 2001年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 211816, E-mail: 202361203314@njtech.edu.cn

以及裂纹路径的外在迂曲程度均是决定韧性的关键因素。Zhang 等^[26]强调,纵横交错分布的层状 α 相和等轴 α 相,以及较高比例的高角度晶界,是提升韧性的关键微观要素。Dai 等^[27]通过调控 α 相内晶界结构证明,降低低角度晶界的比例可以促使更多位错滑移和塑性变形发生;同时,增大 α 片层(集束)尺寸(并细化片层间距)能够有效增强合金抵抗裂纹扩展的能力^[28-29]。

TC4 钛合金名义成分为 Ti-6Al-4V。与其他金属材料相比,其具有高强度、轻量化以及在低温环境下的稳定性能而被密切关注^[30-31]。TC4-0.55Fe 合金是在 TC4 合金的基础上采用 Fe 微合金化的方式设计的一种新型 $\alpha+\beta$ 双相钛合金^[32]。微量 Fe 的添加可以显著提高 TC4 钛合金的强度^[33],断裂韧性^[34-35],抗疲劳^[36-38]等性能。Liu 等^[39]报道,在 Ti-6Al-4V (TC4) 合金中添加约 0.5%Fe 后,材料的断裂韧性显著提高,而强度基本保持不变。微观机制上,Fe 的加入显著影响 α/β 相的形貌演变:0.9wt% 的 Fe 可使 α 片层宽度减少约 47%,显著细化了片层组织^[40];同时,Fe 降低了合金弹性模量(约 19%)并促进棱柱面和锥面等非基面滑移系的启动,从而提高了材料的塑性变形能力,有利于改善低温条件下的韧性。

课题组前期^[41]研究了 Ti-6Al-4V-0.55Fe 合金在 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的冲击变形行为,发现经适当热处理获得的双峰组织试样的冲击功明显高于等轴细晶组织。其韧性提升归因于微观组织的协同增韧作用:双峰组织中层片状的次生 α 和球化的初生 α 共同有效地偏转了裂纹扩展方向,缩短了裂纹直线传播距离,形成曲折的裂纹路径;同时,冲击变形过程中诱发的孪晶变形以及 α 片层的强烈扭转(弯曲)进一步耗散了大量能量。这些机制使含 Fe 合金在低温下依然保持较高的能量吸收和阻止裂纹扩展的能力。然而,其对低温冲击性能的影响机制尚未明确,尤其是在低于 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 Fe 微合金化对 α/β 相界面行为及裂纹扩展路径的调控作用仍需深入探索。

因此,本实验以多火次锻造的 TC4-0.55Fe 合金棒材

为研究对象,在 $20\sim-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度范围内,利用夏比摆锤冲击试验机研究温度对该合金低温冲击性能的影响,并结合 OM、SEM、EBSD 等表征方式对比分析不同温度条件下合金冲击断口宏观、微观形貌和变形断裂方式。

2 实验

实验所用原材料为 TC4-0.55Fe 钛合金锻造棒材,将纯度为 99.6% 的海绵钛、AlV55 合金、Al 豆、TiFe 合金混匀后,采用 VCT360 kg 真空自耗电弧炉(VAR)对合金进行 3 次重复熔炼以保证元素混合均匀,得到名义成分为 Ti-6Al-4V-0.55Fe 的 TC4-0.55Fe 合金铸锭,该材料的化学成分见表 1。采用差热分析法(DSC)测定合金的相变点为 $951\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

对熔炼后的合金分别在 $T_{\beta}+160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $T_{\beta}+60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $T_{\beta}-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度下进行三火次锻造后空冷,最终获得 $\Phi 100\text{ mm}$ 的成品锻态棒材。切取部分作为试样,在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火 1.5 h,随后在空气中冷却至室温;接着在 $530\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效 4 h,在空气中冷却至室温。腐蚀后使用德国蔡司倒置金相显微镜(AxioObserver.A1m)观察其微观组织,结合金相分析软件 Nano Measurer 进行微观组织与晶粒尺寸的分析。

根据 GB/T 229.2020 标准加工成图 1a 的 45°V 型缺口冲击试样,对 TC4-0.55Fe 合金进行 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 5 个温度点的冲击试验。采用型号为 JBSA-450 半自动冲击试验机测量冲击性能。将样品浸入液氮介质中 10 min 保证温度均匀(通过插入样品中的 K 型热电偶监测),取出试样,快速夹紧固定在拉伸或冲击试验平台

表1 TC4-0.55Fe 合金的实际化学成分
Table 1 Actual chemical composition of TC4-0.55Fe alloy (wt%)

Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
6.20	4.03	0.54	0.043	0.007	0.004	0.0007	Bal.

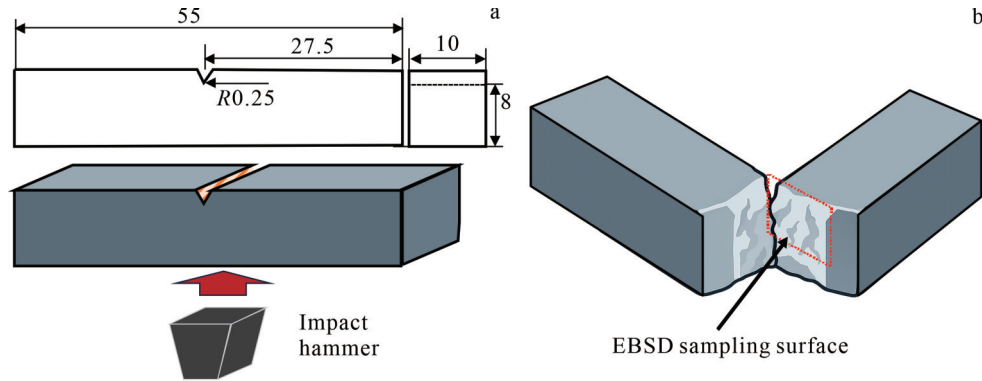


图1 冲击试样尺寸及摆放示意图和EBSD取样区域

Fig.1 Schematic illustrations of geometry and loading configuration of the impact specimen (a) and the sampling region of the fractured impact specimen (b)

上,进行试验。为尽量减小温度上升对实验结果的影响,保证每次试验均在 10~15 s 内完成。为确保实验结果的准确性,设置 3 组平行试验,取平均值。使用扫描电子显微镜(SEM)与电子背散射衍射(EBSD)对冲击试验后的 TC4-0.55Fe 合金的微观结构和变形特征进行深入研究,其取样面如图 1b 所示。

3 结果与讨论

3.1 微观组织

TC4-0.55Fe 合金的显微组织特征及初生 α 相(α_p)的晶粒尺寸分布如图 2 所示。合金中的 α_p 相呈现为等轴状或细长的板条状,平均晶粒尺寸约为 5.96 μm ,体积分数约为 56.3%,整体表现出典型的等轴组织特征; β 相含量约为 0.6%。此外,由于 Fe 元素作为 β 相稳定元素的添加以及时效处理的影响, β 转变组织(β_i)内部析出了大量细小弥散的针状次生 α 相(α_s)。EBSD 图中未观察到明显退火孪晶。

3.2 冲击性能

图 3 是在不同温度下测得的 TC4-0.55Fe 合金棒材的冲击试验结果,合金的冲击功和冲击韧性随着试验温度的降低而下降。在 20 和 -20 $^{\circ}\text{C}$ 时的冲击功与冲击韧性值

在所选温度范围内最高,分别为 53.4 J 和 66.8 J/ cm^2 ,在此温度范围内合金的冲击性能基本不受温度变化的影响。温度降低到 -70 $^{\circ}\text{C}$,其冲击吸收功与冲击韧性相比于 -20 $^{\circ}\text{C}$ 下降了 29.9%,分别为 37.4 J、46.8 J/ cm^2 ;而随着温度进一步下降到 -120 $^{\circ}\text{C}$,下降速率开始放缓,冲击吸收功与冲击韧性下降了 14.5%,分别为 32 J、40 J/ cm^2 ;温度降低至液氮温度 -196 $^{\circ}\text{C}$,降低到最低值 20.1 J、25.1 J/ cm^2 (较 TC4 钛合金提升 23.8%),冲击性能相较于 -120 $^{\circ}\text{C}$ 下降了约 37.3%。

其他研究人员所得钛合金的冲击韧性和本项工作的结果如表 2 所示^[42-45]。与前 3 个牌号的钛合金在各温度点下综合相比,本合金的冲击韧性要更高;与特种低温服役钛合金 CT20 相比,CT20 低温冲击性能要更为优异,但在 -196 $^{\circ}\text{C}$ 环境下,TC4-0.55Fe 仅比其低 3.9 J/ cm^2 ,差距较小,证明了本合金在低温下的应用潜力。

3.3 冲击断口形貌

钛合金的冲击断裂面由两种区域组成:剪切唇区(shear lip region)和开裂区,后者又可细分为放射区(radiation region,也有称晶状区)和纤维区(fiber region)^[46],其主要由裂纹的快速扩展产生,通常沿样品的横截面平面表现出平坦的特征。韧脆混合断裂模式的传

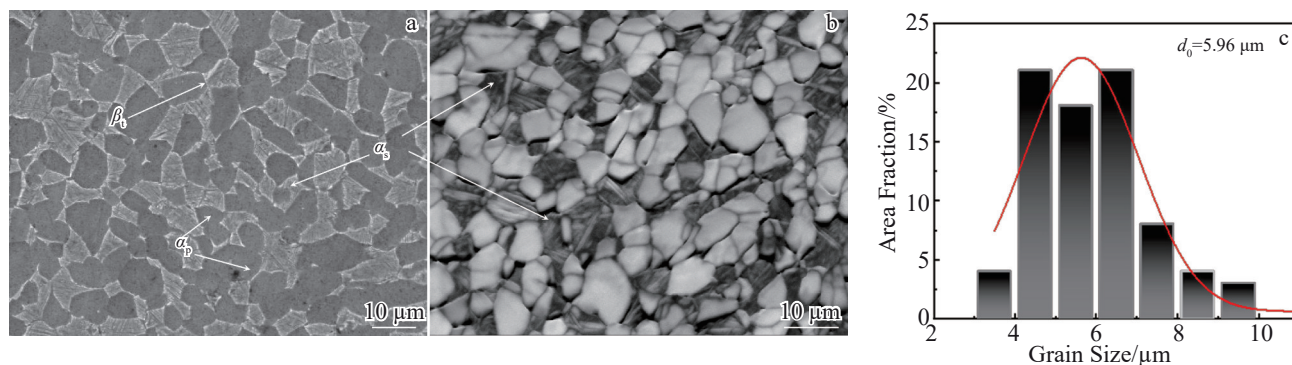


图2 TC4-0.55Fe 合金的显微组织 SEM,EBSD 带对比度及 α_p 相晶粒尺寸分布

Fig.2 Microstructure of the TC4-0.55Fe alloy: (a) SEM image, (b) EBSD band-contrast map, and (c) grain-size distribution of the α_p phase

统定义是断裂表面存在单独的脆性断裂区域(放射区)和韧性断裂区域(纤维区),因此将放射区与其余两个区面积的比值 R 的变化,作为判断断裂区域韧脆转变行为的一种方法^[47-48];当控制变量仅为温度时,二者面积相当时的温度定义为韧-脆转变温度,即比值越小代表材料的韧性越好,比值为 1 时的温度为韧-脆转变温度。

图 4 展示了 TC4-0.55Fe 合金在不同温度下冲击试验后的宏观断口形貌。各温度条件下的试样均从缺口处起裂,并在裂纹扩展过程中伴随一定程度的侧向塑性变形。具体来看,在 20 $^{\circ}\text{C}$ (图 4b) 时,纤维区占比较大,放射区面积相对较小,剪切唇区明显,这表明合金在该温度区间内具有较高的韧性,裂纹扩展过程中需要克服较大的塑

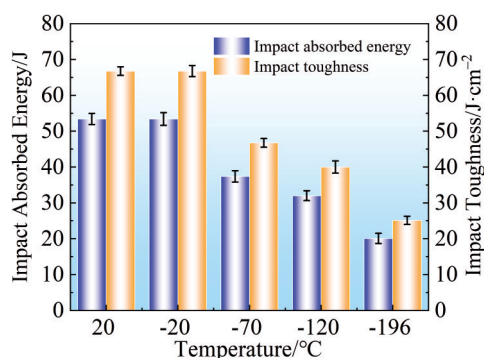


图3 不同温度下合金的冲击性能

Fig.3 Impact properties of the TC4-0.55Fe alloy at different temperatures

表2 不同钛合金的冲击韧性
Table 2 Impact toughness of different titanium alloys at different temperatures

Ti alloy	Temperature/°C	Impact toughness /J·cm ⁻²	Standard deviation
TC4 ^[42]	20	32.0	1
	0	28.8	1
	-40	27.0	0.4
	-80	26.0	0.5
	-120	24.8	0.5
	-160	22.5	0.1
	-196	19.1	0.3
TC4 ^[43]	25	53.3	-
	-50	45.7	-
	-196	20.5	-
Ti6321 ^[44]	20	63.8	-
	0	62.5	-
	-20	60.0	-
	-40	57.5	-
	-60	53.8	-
	-196	22.5	-
CT20 ^[45]	20	90.0	5.5
	0	79.0	4.5
	-50	80.0	4.5
	-100	61.0	3.5
	-196	29.0	4.5
TC4-0.55Fe (This work)	20	66.8	1.2
	-20	66.8	1.6
	-70	46.8	1.2
	-120	40.0	1.7
	-196	25.1	1.1

性阻力,吸收更多能量。-20℃(图4c)时,放射区面积占比增加;随着温度降低至-70℃(图4d)和-120℃(图4e),

放射区的面积显著增大,纤维区面积明显减小。宏观断口的这一变化反映出合金的韧性逐步下降,脆性特征逐渐增强,裂纹扩展阻力降低。当温度进一步降低至-196℃(图4f)时,放射区面积达到最大,占比显著提高,且区域划分更为清晰,纤维区与剪切唇区面积进一步缩小。此时放射区与纤维区加剪切唇区的比例约为82%,仍小于1,需要强调的是,本研究仅考察到-196℃,未出现完全脆性断裂,因此推测韧脆转变温度区间低于-196℃。与Zhao等^[42]所报道的传统TC4合金相比(图4g),TC4-0.55Fe合金在极低温下表现出更低的脆性断裂比例,体现出更为优异的低温塑性和韧性。

整体而言,从20℃到-196℃随温度降低,纤维区显著收缩,放射区显著扩大,剪切唇区面积减小较少。这一断口形貌特征的变化意味着合金塑性变形的能力逐步减弱,裂纹扩展所需的能量持续降低,裂纹更易快速扩展,从而导致冲击韧性的逐渐下降。各温度下断口所体现的宏观特征与冲击韧性实验结果高度对应,证实了随温度降低,TC4-0.55Fe合金表现出韧性降低与脆性增强的趋势,且冲击韧性与脆性断裂区占比呈显著负相关关系。

图5显示了TC4-0.55Fe合金各温度下的微观断口形貌。在20℃(图5a)时,断口面布满深而大的韧窝,裂纹必须穿过多个位错密集区才能扩展,因而吸收了大量塑性能量,对应最高的冲击韧性。在-20℃(图5b)环境下,韧窝形貌与20℃相似,但略显浅化,表明塑性略有下降。但裂纹扩展仍以穿过韧窝为主,整体仍属于典型韧性断裂。-70℃(图5c)时,除韧窝外,局部可见少量解理台阶与二次裂纹,这些二次裂纹多沿孪晶区或高应力集

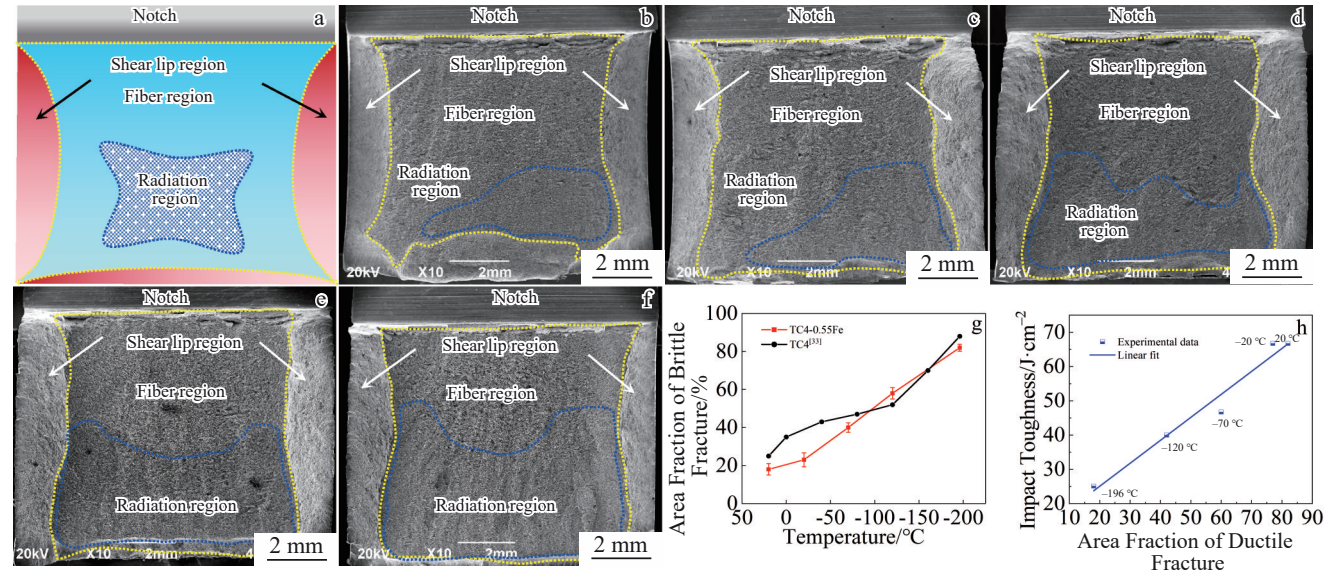


图4 TC4-0.55Fe合金的宏观断口形貌区域示意图及不同温度下的断口形貌,脆性区面积与温度的关系,冲击韧性与塑性区面积的关系
Fig.4 Macroscopic fracture morphologies of the TC4-0.55Fe alloy after impact testing at different temperatures: (a) schematic illustration of the fracture regions; (b) 20 °C, (c) -20 °C, (d) -70 °C, (e) -120 °C, (f) -196 °C; (g) relationship between brittle-fracture area fraction and temperature; (h) relationship between impact toughness and ductile-fracture area fraction

中处生成^[13,45],说明在这个温度段已有脆性特征掺入。在 $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图5d)环境下,韧窝进一步变浅,微孔洞和二次裂纹数量明显增加,韧窝吸能能力减弱,裂纹更倾向于在空洞边缘和晶界处快速扩展,混合断裂特征明显。温度降低至 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图5e)时,断口呈现以解理面为主的平坦平台,韧窝密度大幅降低,并出现更多二次断裂面,在其局部放大图中,可清晰看到沿特定解理面分布的裂纹与少量集中的韧窝并存,反映出脆性占主导的脆-韧混合断裂模式。从 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 到 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的演变可见,随着温度降低,裂纹扩展阻力逐步减小,脆性特征不断增强,并在极低温点出现裂纹数量增多与二次裂纹密集的典型脆性断口。

为更清晰地揭示温度对断裂机制的影响,将冲击断口剖面按4个温度分别讨论如图6所示。在 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图6a)

环境下,裂纹宏观剖面呈明显的波浪状起伏,表明裂纹前沿在多晶粒结构中发生了反复偏转和交互;部分区域存在被拉长的 α 相晶粒(图6a₂蓝色虚线框)和变形的 α_s 相(图6a₃),晶粒沿受力方向拉长是塑性变形的典型特征,说明TC4-0.55Fe合金在冲击载荷下主要通过塑性流动而非脆性断裂吸收能量。这一特征对应了最大的塑性变形和最高的冲击韧性($\approx 66.75\text{ J/cm}^2$)。在 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图6b)时,裂纹波动幅度略有收敛,但仍保持较高的曲折度,局部晶粒拉长仍可观察到(图6b₂蓝色虚线框);在放大图(图6b₃)中可以观察到孔洞的存在,反映了整体塑性略有减弱,但仍以韧性主导。温度降低到 $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图6c)时,宏观裂纹趋于更加平坦,偏转次数减少;微观上晶粒拉长显著减弱,在局部放大图中(图6c₃)观察到浅层二次裂纹,可见塑性区收缩显著。在极低温 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (图6d)下,

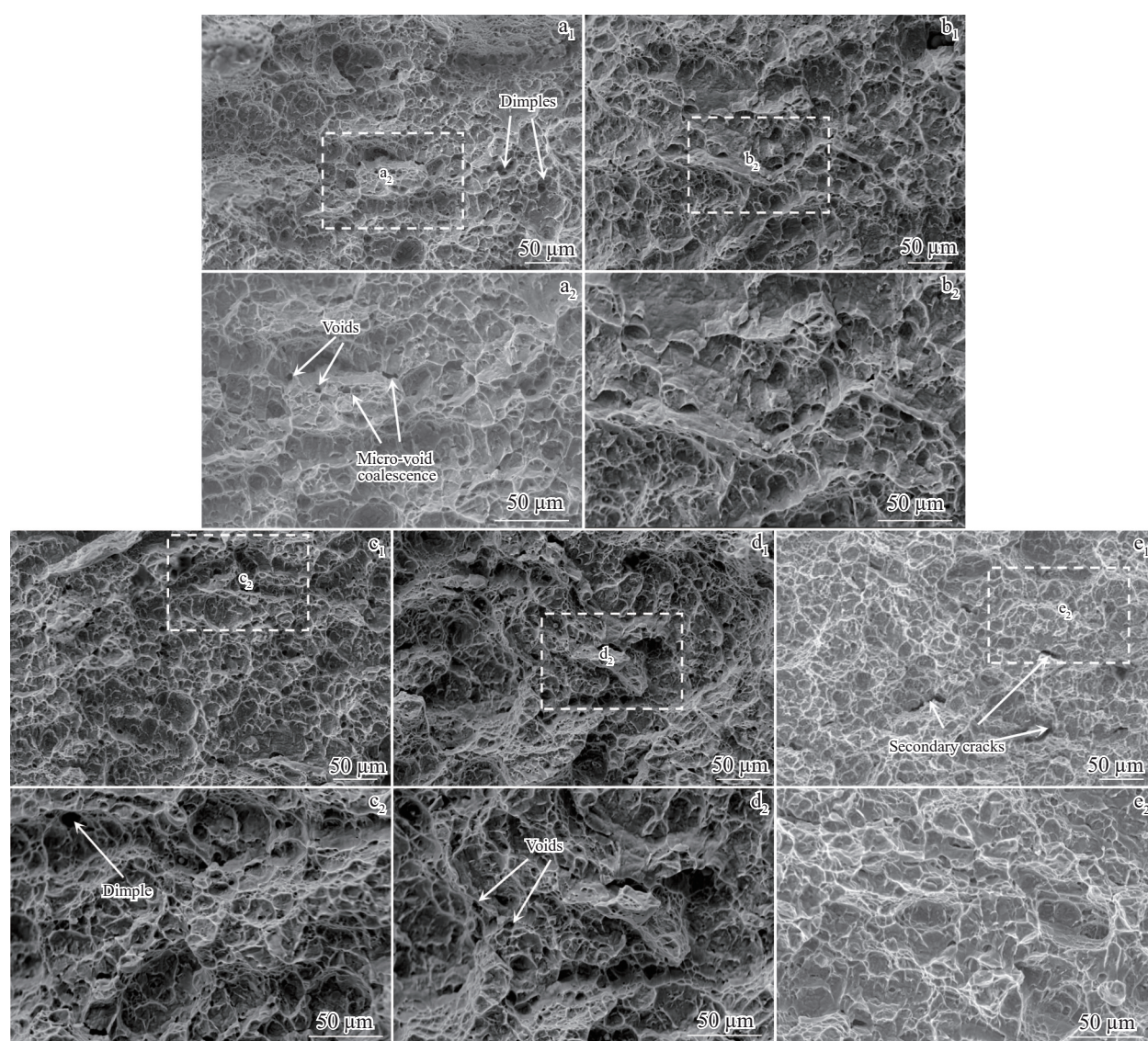


图5 TC4-0.55Fe合金的微观冲击断口形貌

Fig.5 Microscopic fracture morphologies of the TC4-0.55Fe alloy after impact testing at different temperatures: (a₁-a₂) $20\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b₁-b₂) $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c₁-c₂) $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d₁-d₂) $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$; (e₁-e₂) $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$

裂纹宏观路径越发平坦,穿晶断裂占主导;微观剖面已难见晶粒拉长,孔洞极少且极小(图 6d₃)。整体剖面呈准解理特征,塑性吸能能力明显下降。

此外,各温度断口剖面中均可见微小孔洞,且随着温度下降,孔洞的数量和尺寸明显减少。孔洞特征是塑性断裂的重要标志,其丰度和体积往往与材料的塑性变形能力及能量吸收水平密切相关。孔洞的减少和尺寸变小表明低温下材料的韧性显著下降:一方面,低温会提高位错滑移的临界应力,导致位错在晶格中更难起始和穿行,整体塑性变形能力显著下降;同时,孪晶的启动应力阈值也有所抬升,使得晶粒内部的孪晶变形难以大规模展开,

从而使脆性断裂机制占据主导,孔洞的形成与扩展空间相应缩小;另一方面,因材料随温度降低而表现脆性特征,裂纹穿晶快速断裂比例提高,同样降低了孔洞发育的可能性。

随着温度由 20 ℃ 逐步降低至-196 ℃,冲击断裂模式从“韧性主导”(波浪裂纹、深孔洞、晶粒拉长)逐步演变为“脆性主导”(较平坦裂纹、孔洞稀少、未见晶粒拉长),冲击断裂模式呈现出由韧性断裂向准解理/解理断裂的明显转变。较高温度的(如 20 ℃)下,断口表面主要由深而密集的韧窝组成,显示出显著的塑性变形吸能特征,属于典型的韧窝型断裂模式。中等温

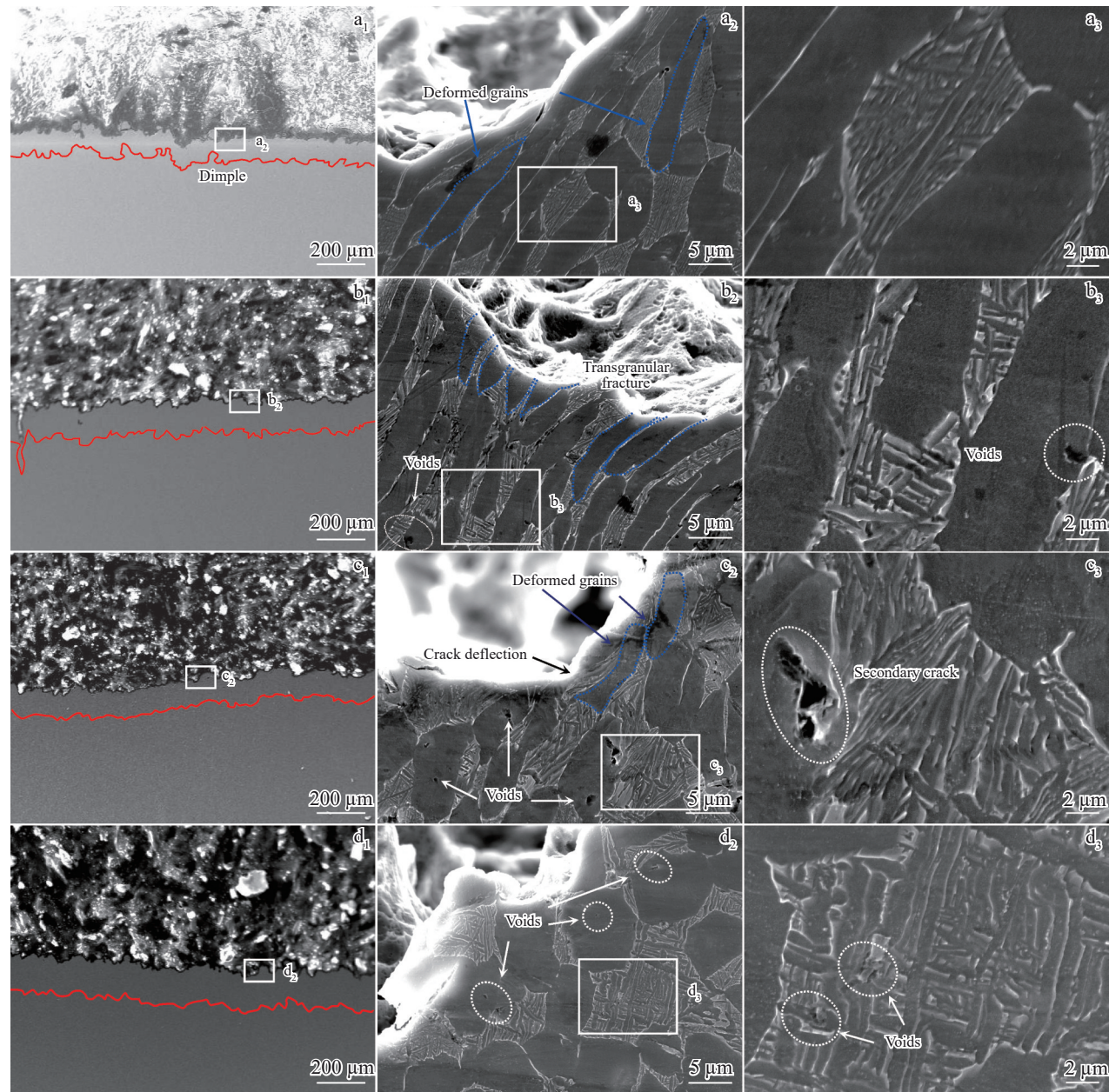


图 6 TC4-0.55Fe 合金不同温度下冲击断口剖面组织与形貌

Fig.6 Cross-sectional microstructures and crack morphologies of the impact-fractured TC4-0.55Fe alloy at different temperatures: (a₁-a₃) 20 °C; (b₁-b₃) -20 °C; (c₁-c₃) -120 °C; (d₁-d₃) -196 °C

度时,断口中除韧窝外开始出现少量平直的解理台阶和撕裂棱,表明脆性特征显现,裂纹扩展行为转变为韧-脆混合的准解理断裂模式。到了最低温度 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,断口可观察到平坦的解理台阶,孔洞的数量和尺寸大幅减少,二次裂纹明显增多,说明此时断裂主要以穿晶解理方式发生,塑性变形的贡献已非常有限。总体而言,温度降低导致裂纹扩展阻力显著下降,合金的断裂形式由室温下以微孔聚合机制主导的韧性断裂,逐渐转变为低温下以解理失稳机制主导的脆性断裂;其典型表现为裂纹扩展路径从较高温度时优先沿 α/β 相界面扩展(沿晶断裂)逐步演变为低温时更多地贯穿 α 相晶粒内部(穿晶断裂),伴随韧窝等塑性变形特征的减少而解理台阶、撕裂棱等脆性特征显著增多。

4 讨论与分析

4.1 显微组织对冲击性能的影响

作为双相钛合金,室温下 TC4 合金的变形机制由 α 相和 β 相共同影响,但 TC4-0.55Fe 的 β 相体积分数较低(约为 0.6%),且位错滑移通常先在临界剪切应力更低的 α 相内启动^[49-51],导致整体响应对其行为的敏感性较弱。为进一步了解 TC4-0.55Fe 在不同温度下冲击试验中的变形机制,使用 EBSD 表征了该合金在 20、 -120 、 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 裂纹附近的微观组织,其反极图(inverse pole figure, IPF)与晶界图如图 7 所示。图 7a 中,20 $^{\circ}\text{C}$ 样品裂纹附近晶粒颜色变化明显,红色晶粒集中出现,且在靠近裂纹的晶粒发生弯曲甚至破碎,表明合金在室温下经历了较为剧烈的塑性变形。而在图 7c 中, $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 环境下的样品晶粒更为

完整,在裂纹边缘同样存在晶粒破碎的现象,但少见弯曲晶粒,这表示冲击断裂以快速解理扩展为主导,塑性耗能显著降低。在晶界图中,可以观察到 20 $^{\circ}\text{C}$ 样品的小角度晶界(low-angle grain boundaries, LAGBs),在裂纹尖端形成明显聚集带,占比约 44.8%,说明冲击载荷下裂纹邻近区域发生了充分的位错滑移,塑性区较宽;而在 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 样品未观察到该现象,LAGBs 下降到 28.4%,表明低温一定程度上抑制了位错重排。

20、 -120 、 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 裂纹附近的 KAM(kernel average misorientation)图如图 8 所示。高 KAM 值的分布主要集中在 α_p 晶界和 α_s 相附近,随着冲击温度从 20 $^{\circ}\text{C}$ 降低到 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$,KAM 图中高取向梯度(绿色区域)的比例显著降低,具体表现为 KAM $>1^{\circ}$ 区域占比($F_{\text{LM}>1}$)分别为 27.32%、20.70% 和 15.09%,平均 KAM 值也由 0.83 $^{\circ}$ 降至 0.67 $^{\circ}$ 。这一趋势说明随温度降低,材料中局部塑性变形程度显著降低,裂纹尖端区域位错活动和亚晶形成受到强烈抑制,导致晶粒内部应变梯度减小。

在 KAM 和几何必要位错密度(geometrically necessary dislocation, GND)图像中,均显示 α/β 界面处具有较高的局部应变和位错密度(绿色表示),表明界面附近产生了显著的应变集中和位错堆积。这说明随着温度降低, α/β 界面的结合强度和局部变形协调能力下降,界面处更易出现应力集中并导致局部开裂。随着温度降低,GND 图中绿色比例显著下降,裂纹尖端的平均密度从 20 $^{\circ}\text{C}$ 的 $1.2 \times 10^{14}\text{ m}^{-2}$ 降低至 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 $0.92 \times 10^{14}\text{ m}^{-2}$,降低了约 23.3%,这表明温度降低显著抑制了裂纹附近位错的生成和积聚。低温下 α 相基体的塑性也显著降低,裂纹一旦在界面形核,则

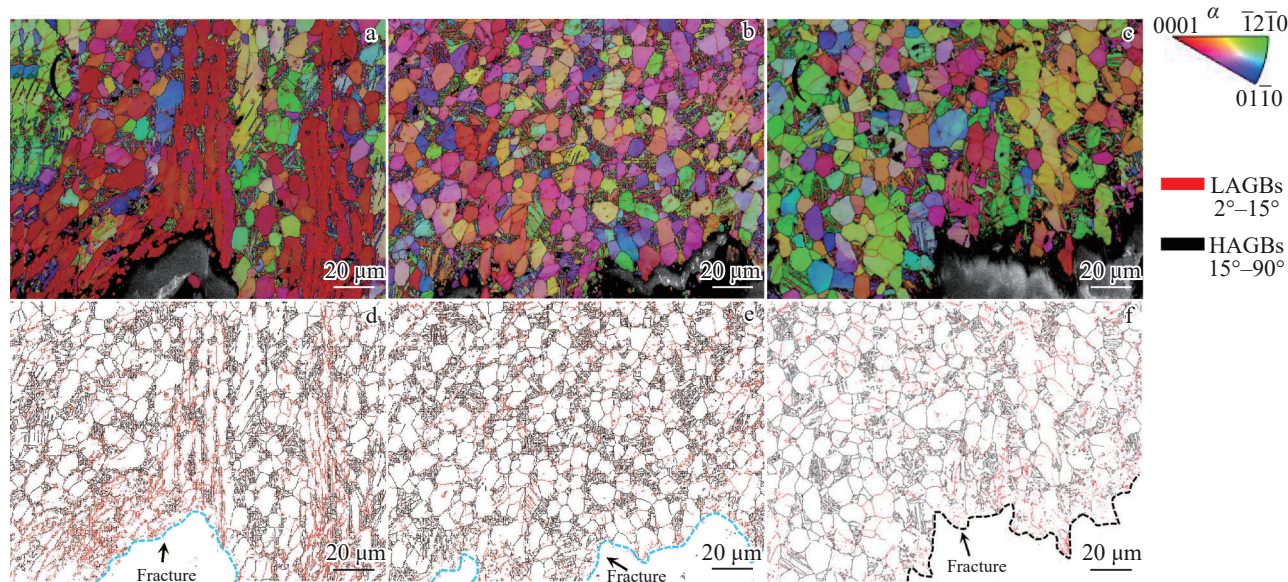


图7 不同温度下冲击裂纹附近的 IPF 取向分布和晶界图

Fig.7 IPF orientation distribution (a–c) and grain-boundary maps (d–f) adjacent to the impact crack at different temperatures: (a, d) 20 $^{\circ}\text{C}$; (b, e) $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c, f) $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$

扩展路径由沿界面扩展为主转变为更多经 α 相内部的穿晶扩展。尽管 β 相比比例很低, α/β 相界面在不同温度下仍然对局部断裂机制起着关键作用,显著影响裂纹沿界面或穿晶扩展的倾向。结合图6的SEM断口剖面分析表明,20℃时裂纹主要沿 α/β 相界面扩展,只有少量穿晶断裂;而当温度降低至-196℃时,穿晶断裂比例则显著升高,其裂纹也更显平坦。

在图9的晶粒取向分布(grain orientation spread, GOS)图中,随温度降低,高取向扩展的晶粒数量明显减少,尤其在20℃条件下裂纹附近的晶粒,显示出了明显的晶内取向差(黄色至红色区域),而-196℃下晶粒的GOS值明显偏低,显示晶粒内部的变形更为均匀,取向梯度小。以上结果说明,20℃下裂纹尖端区域存在明显的晶粒旋转和亚晶结构形成,塑性变形更显著;而在-196℃低温条件下,塑性变形受到严重抑制,位错活动和晶粒旋转程度大幅减小,从而裂纹更容易沿晶或准解理路径迅速扩展,表现出更强的脆性特征,与宏观韧性降低

现象相一致。

4.2 滑移与孪晶的竞争

在钛合金 α 相(hcp结构)的塑性变形中,位错滑移和孪生是主要的变形方式,两者常处于竞争关系。由于hcp结构的独立滑移系较少,在常温下TC4等合金主要通过位错滑移来协调变形,而在低温条件下,位错滑移受到热激活能力限制,滑移抗阻显著提高,因而更难启动。相比之下,孪晶的临界剪切应力(critical shearing stress, CRSS)对温度变化的敏感性较低,当温度降低时孪晶更容易形核长大^[52]。因此,温度通过调控滑移与孪晶的激活能,决定了何种机制优先启动并主导变形。

为进一步研究孪晶变形对冲击吸收功的影响,对孪晶的类型与数量进行了统计,如图10的孪晶界分布与取向角分布图所示。裂纹在20℃时,合金整体塑性表现较好,不同区域的 α_p 晶粒受到拉伸或压缩的应力作用,产生形变,部分晶粒激活孪晶以细化晶粒,来抵御、分散应力(图10a),其中旋转轴为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 的孪晶主要分布在体

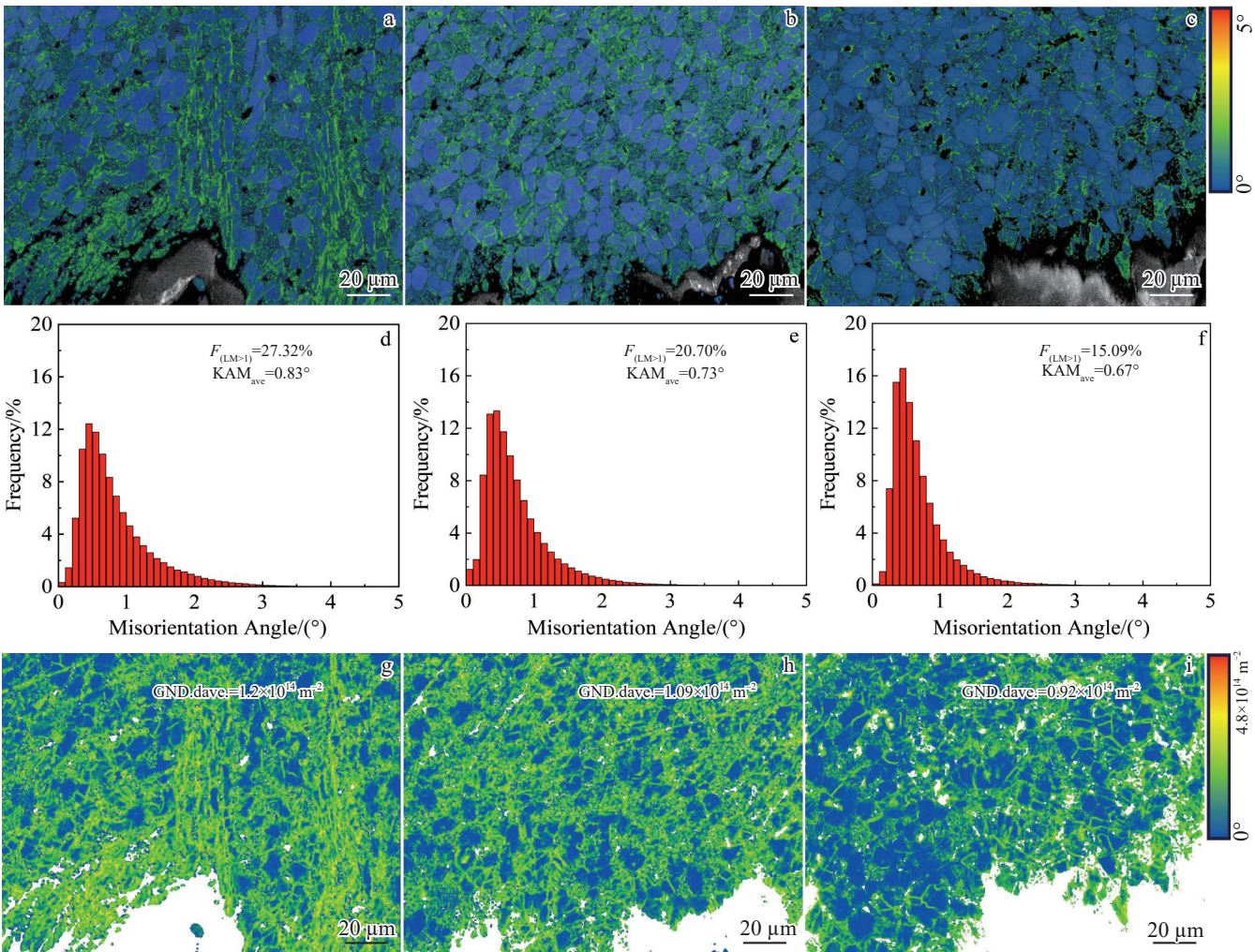


图8 不同温度下冲击裂纹附近的KAM图、KAM分布统计图、GND图

Fig.8 KAM maps (a–c), KAM distribution histograms (d–f), and GND density maps (g–i) adjacent to the impact crack at different temperatures: (a, d, g) 20℃; (b, e, h) -120℃; (c, f, i) -196℃

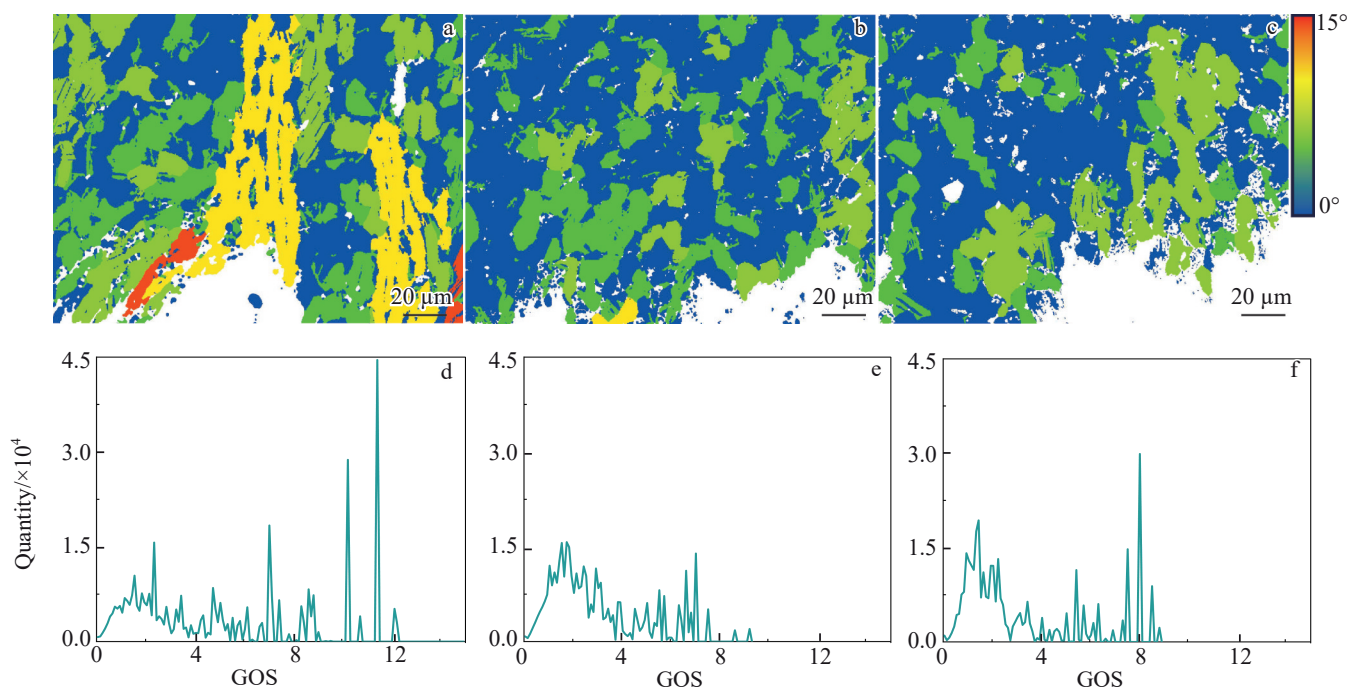


图9 不同温度下冲击裂纹附近的GOS统计图

Fig.9 GOS maps (a–c) and corresponding statistical distributions (d–f) adjacent to the impact crack at different temperatures: (a, d) 20 °C; (b, e) –120 °C; (c, f) –196 °C

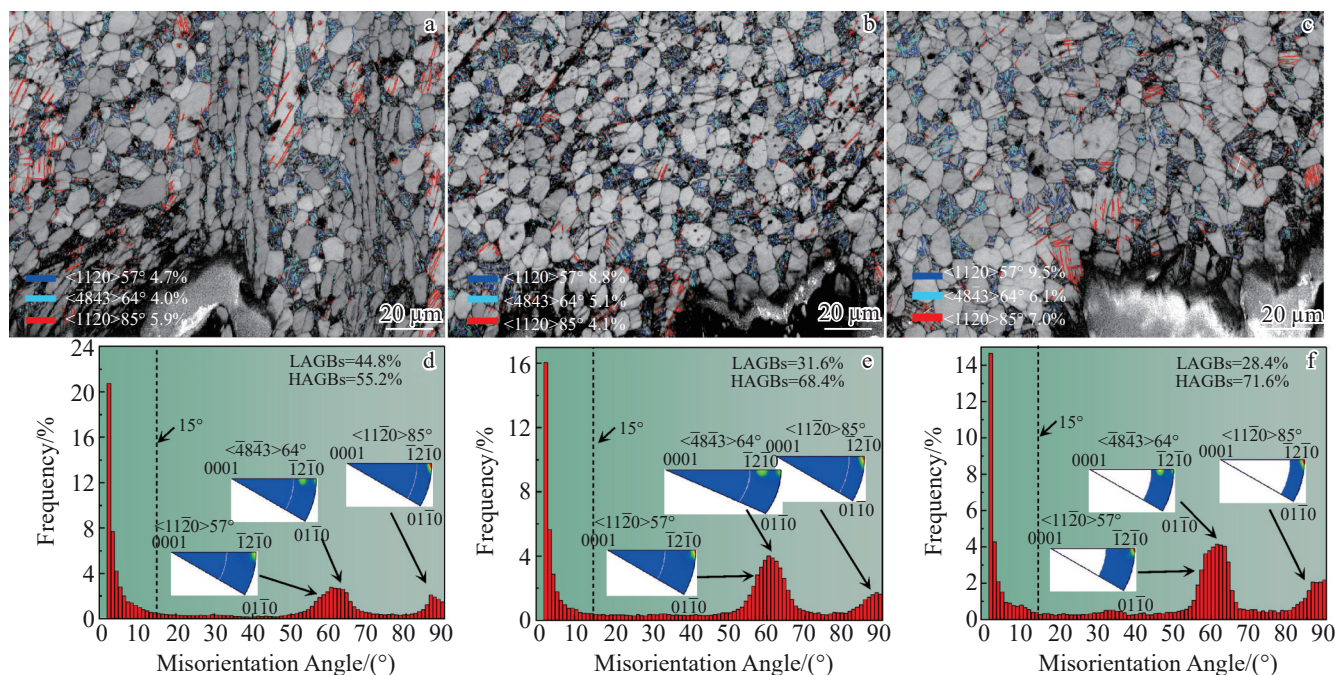


图10 基于带对比度的不同温度下孪晶界分布和取向角分布

Fig.10 Twin-boundary distributions (a–c) and misorientation angle distributions (d–f) at different temperatures based on EBSD band-contrast maps : (a, d) 20 °C; (b, e) –120 °C; and (c, f) –196 °C

积较大的 α_p 晶粒中,其晶界占比从20 °C的5.9%到–120 °C的4.1%再到–196 °C的7.0%,随温度降低孪晶界占比提升明显; $\langle 11\bar{2}0 \rangle 57^\circ$ 、 $\langle 48\bar{4}3 \rangle 64^\circ$ 则主要存在于细小的针状 α_s 中,从20 °C到–196 °C分别提升了4.8%、

2.1%,这3者对应了取向角分布中明显的强峰。而–196 °C时韧性显著下降,裂纹主要通过切开 α_p 扩展,试样中3种主要变形孪晶界面长度分数明显提高(标于图10a、10b、10c的左下角),表明低温一定程度加剧诱导了

孪晶变形。

机制上，低温引起晶格摩擦增大，使位错滑移的 CRSS 急剧升高，而孪晶的激活应力对温度降低相对不敏感。Lei^[13]等通过系统拉伸试验发现随着温度自 25 °C 降至 -196 °C，测得基面和棱柱滑移 CRSS 随温度下降急剧上升，基面/棱柱滑移难以启动，而 {10 $\bar{1}$ 2} 孪晶 (<11 $\bar{2}$ 0>85°取向差) 体积分数激增，有效释放应力集中。在液氮温度下，孪晶 CRSS 可低于滑移 CRSS，导致孪晶比滑移更易启动并大量生成。同时，温度降低会降低合金的层错能，促进孪晶形核，进一步降低孪晶激活能垒。

在极低温(-196 °C)条件下，由于 α 相密排六方结构滑移系有限且位错活动受抑制，孪晶逐步取代位错滑移成为主导变形模式。特别是典型的 {10 $\bar{1}$ 2} <10 $\bar{1}$ 1> 拉伸孪晶在 -196 °C 下界面分数显著提升，且其体积明显大于其他两种已观测到的孪晶，因此仍为主要变形孪晶类型。即使处于深低温环境，该拉伸孪晶因激活临界应力低且能有效协调 c 轴取向的应变需求，在滑移受阻时仍易大量形成。其通过孪晶剪切分担应变，延缓局部塑性失稳，保障了低温下变形的持续进行。

在 20、-196 °C 下提取了典型晶粒的施密特因子 (Schmid factor, SF) 如图 11 所示。在 20 °C 下，孪晶与基体的基面&lta>滑移 SF 相近，但孪晶取向使棱柱面和锥面&lta>滑移的 SF 显著高于基体，这表明室温时孪晶取向有利于激活更多非基面的滑移系，而基体主要以基面滑移为主。在 -196 °C 时，孪晶重取向效应更加突出。孪晶基

面滑移 SF 高达 0.49，而母相基体几乎为零(0.09)，意味着基体原始取向向下，基面滑移几乎无法启动，仅孪晶区域因取向改变而获得基面滑移的驱动优势。相应地，低温下基体的主要滑移倾向转向棱柱面和锥面，形成与孪晶区互补的变形取向差异。结合 GND、KAM 图，-196 °C 时上述孪晶区域出现应变集中和高位错密度累积，证明基面滑移在该区域大量发生；同时 GOS 取向扩散图表明孪晶区内部取向高度一致，揭示出孪晶导致晶粒发生了整体一致的取向重置。

较低温度抑制了基体中的常规滑移(尤其基面系)，促使变形更多地通过孪晶来承载。孪晶形成后，其晶格重取向为原本受限的滑移系提供了较高的 SF，从而在孪晶区激活额外的塑性变形。这种孪晶诱导的局部软取向，提高了低温下材料的协调变形能力，有助于吸收变形能量。与此同时，孪晶的存在对裂纹扩展路径产生扰动：孪晶界和重取向晶区会迫使裂纹偏转或钝化。这种裂纹路径的曲折和延滞效应，可能延缓裂纹的扩展速度，从而在一定程度上提高合金的低温韧性。

4.3 冲击增韧机制

TC4-0.55Fe 合金的优异冲击韧性主要与其特殊的显微组织有关。合金经过三次锻造及固溶时效处理后，呈现较好的组织均匀性，在 β 基体中析出大量细小且弥散分布的针状 α_s 相。这些 α_s 相与 β 基体之间的界面成为裂纹扩展的有效障碍，使裂纹扩展路径更加曲折复杂，显著增加了裂纹扩展所需的能量，进而提升合金的韧性。断口分析进一步证实，微孔洞形核现象与显微组织中的

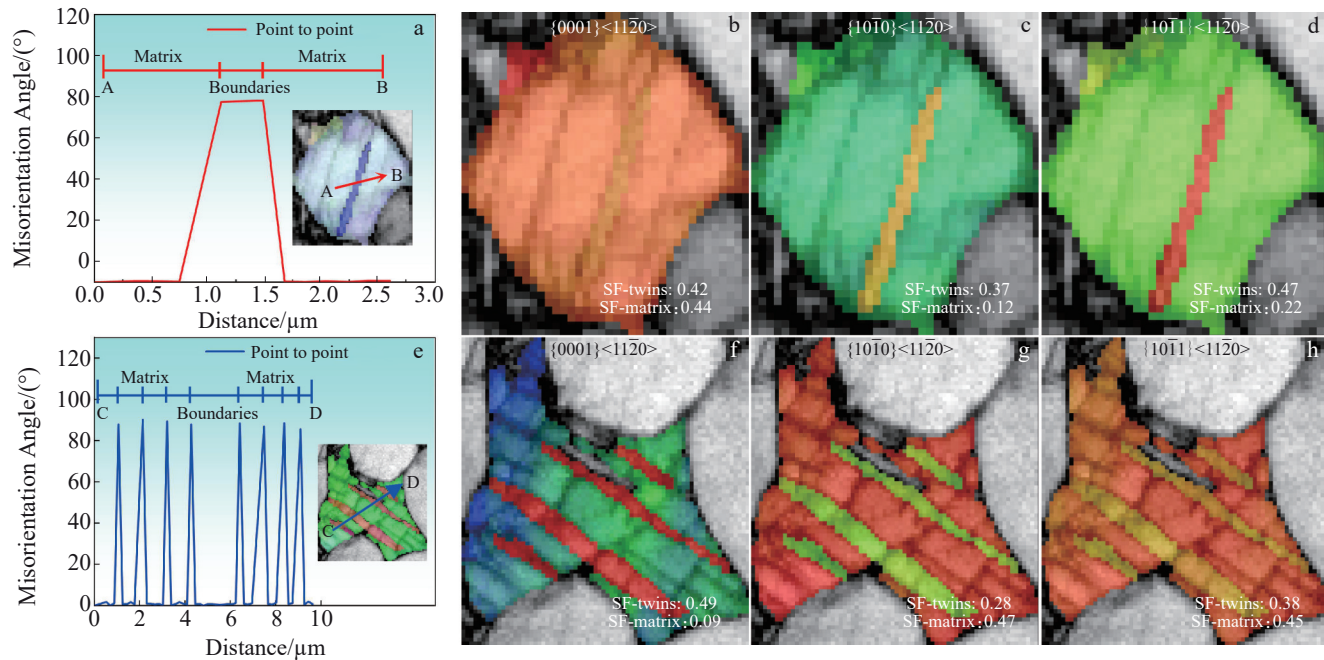


图 11 20、-196 °C 下 α_p 相中典型晶粒基体和孪晶的基面、柱面、锥面施密特因子

Fig.11 SFs for basal, prismatic, and pyramidal slip systems in the matrix and twin regions of representative α_p grains at 20 °C (a-d) and -196 °C (e-h)

α_s 密切相关。当裂纹扩展至 α_s 相附近时, 会发生路径偏转(图 6b₂、6c₂), 并在 α/β 界面形成微孔洞。当主裂纹与次生微孔洞相互连通时, 就形成了断口表面典型的韧窝结构。此外, 当裂纹尖端扩展至 α_s 区域时, 由于两相弹性模量和断裂韧性存在差异, 会引起裂纹尖端应力重新分布, 诱发裂纹分枝^[22], 形成与主裂纹呈一定夹角的二次裂纹。这些二次裂纹虽然不是最终断裂的主导因素, 但却能有效分散裂纹尖端的应力集中, 消耗更多的能量, 从而提升冲击韧性。

Fe 元素的添加对 TC4 合金的组织优化与性能提升发挥了重要作用。Shi 等^[24]研究表明, Fe 的加入可显著细化 β 柱状晶并减小板条状 α 相的尺寸, 有效提升了合金的强度和韧性。作为 β 稳定元素, Fe 元素增加了 β 相的稳定性和含量, 提升了合金的塑性变形能力。同时, Fe 还能够显著细化 α 相晶粒, 增加晶界密度, 降低裂纹扩展速度, 在 3.1 章节测得 TC4-0.55Fe 合金 α_p 平均尺寸约 5.96 μm , 这比传统双态/等轴组织的 TC4 晶粒度更细。Bolzoni 等^[53]和 Dai 等^[40]的研究同样表明, Fe 元素的加入能够细化合金的微观结构, 稳定更多的 β 相并诱导亚稳态 α' 马氏体相的形成, 进一步提升合金的塑性和耐磨性能。

在 20、-120、-196 $^{\circ}\text{C}$ 的 EBSD 统计基础上, 将总晶界线长密度 L_{GB}/A 换算为平均线截距 $s_{\text{GB}} = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{A}{L_{\text{GB}}}$ (A 为视场面积, 为 13 187 μm^2)。定义 d_{eff} 为等效晶粒度, 是初生 α 晶粒尺寸 d_{ap} 、针状 α_s 片层间距 λ_{as} 与 s_{GB} 的调和平均:

$$d_{\text{eff}}^{-1} = d_{\text{ap}}^{-1} + \lambda_{\text{as}}^{-1} + s_{\text{GB}}^{-1} \quad (1)$$

其中 $d_{\text{ap}} = 5.96 \mu\text{m}$, $\lambda_{\text{as}} = 0.46 \mu\text{m}$, 是通过 EBSD 计算所得的固定值。据此建立“类 Hall-Petch”关系, 冲击韧性 (α_k) 可表达为^[54-56]:

$$\alpha_k = B + C d_{\text{eff}}^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

所得结果如公式(3)和图 12 所示。

$$\alpha_k = -558 + 345 d_{\text{eff}}^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

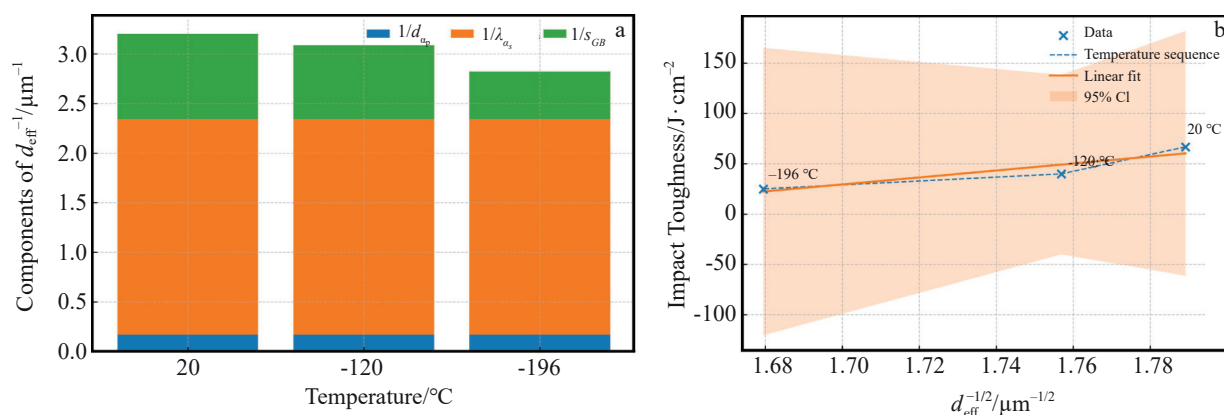


图 12 三温度点下 $1/d_{\text{eff}}$ 的组成图, 冲击韧性与 $d_{\text{eff}}^{-1/2}$ 拟合图

Fig. 12 Contributions of the constituent terms to d_{eff}^{-1} at the three test temperatures (a) and fitting plot of impact toughness as a function of $d_{\text{eff}}^{-1/2}$ (b)

在 3 个温度点上得到良好线性 ($R^2=0.85$), 表明温度主要通过改变有效边界间距 (s_{GB} 增大使 d_{eff} 减小) 影响冲击吸收能量。

基于上述结果的图 12 表明, 在所研究的温度范围内, 冲击韧性的降低主要源于 s_{GB} 的增大 (由 20 $^{\circ}\text{C}$ 的 1.16 μm 增至 -196 $^{\circ}\text{C}$ 的 2.09 μm), 使得 d_{eff} 减小, 从而缩短裂纹钝化路径并降低吸能能力; 而 d_{ap} 与 λ_{as} 基本保持不变, 提供稳定的细晶强化基线。

而细晶粒强化对材料冲击韧性的提升作用与晶界面积增加和位错运动受阻等机制有关。晶粒细化会显著增加晶界总面积, 而晶界作为障碍能够迫使裂纹扩展路径发生偏转, 从而延长裂纹传播路径并降低裂纹扩展速率。例如, 有研究表明^[22,25,42-43], 通过细化微观组织诱导出曲折的裂纹扩展路径, 可以耗散更多裂纹扩展能量, 从而显著提升合金的冲击韧性。也就是说, 细晶强化通过提供大量晶界阻碍位错滑移并促使裂纹偏转与钝化, 最终显著提升了 TC4-0.55Fe 合金的抗冲击断裂能力。

一般而言, 随着温度下降, 钛合金的变形机制会从滑移主导逐渐转变为孪晶主导^[13,22,57]。例如, 在 -196 $^{\circ}\text{C}$ 时, 孪晶往往先于滑移发生, 以补充 hcp 晶体因滑移系不足而产生的变形协调需求。这种温度诱导的机制转变在 Ti-6Al-4V 等合金中已得到实验证实: 低温有助于激发大量 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶, 使合金从以滑移变形为主转变为滑移与孪晶协同变形^[13,45,52]。在温度是调控滑移-孪晶竞争的核心因素, 温度降低会提高孪晶变形的相对贡献。

多项研究报道了 TC4 及类似钛合金在极低温环境下出现显著孪晶的现象。例如, Stéphane 等^[11]在对 TC4 ELI 合金进行 20 K 拉伸实验时, 观察到激活了 3 种类型显著变形的 α -Ti 孪晶, 占总塑性应变约 50%; Lei 等^[13,45]通过冲击试验发现, 钛合金在 77 K 下发生明显的孪晶变形, 使变形机制由室温的滑移主导转变为孪晶主导, 显著提高了冲击韧性 (即孪晶的形成增加了变形协调, 从而提高了塑性); Ti-3Al-3Mo-3Zr 合金也被发现随着测试温度由室

温降至液氮温区,晶内孪晶数量大幅增加,提高了合金的均匀变形能力^[19]。在这些研究中,孪晶在低温下的大量产生,被认为是提高合金塑性变形能力的重要因素。相比之下,亦有少数学者未在低温条件下的钛合金观察到孪晶。例如,Ambard等^[58]在20 K下研究Ti-6Al-4V的变形时并未发现孪晶存在,因此认为20 K时的变形主要通过基面滑移来承载;Prakash等^[50]指出,在含6wt%Al的Ti单晶中即使降至100 K也未观察到孪晶的存在。这一系列差异可能来源于实验方法、变形模式及材料成分的不同。而不同研究结论的差异,很大程度上反映了测试条件与材料状态的差别,但整体趋势一致:降低温度有利于孪晶变形的激活。

5 结论

1) TC4-0.55Fe 钛合金在常温下的低温韧性达到66.8 J/cm²。随着温度降低至-20 ℃,低温韧性没有发生任何改变。当温度继续下降至-70 ℃时,低温韧性开始降低,达到46.8 J/cm²,当温度降至-196 ℃时,冲击韧性仍保留有25.1 J/cm²,较TC4钛合金提升23.8%。

2) 冲击断口形貌表明,随着温度下降,放射区占比逐渐增大,韧窝与孔洞变小变浅,结合断口形貌特征和脆性断裂区域比值来看,-196 ℃冲击不是该合金的脆韧转变温度,断裂机制为穿晶断裂与沿晶断裂相混合的模式。

3) 温度对变形机制影响显著。20 ℃时变形以位错滑移为主、孪生机制为辅,温度越低裂纹附近区域孪晶数量越多。在-196 ℃极低温时滑移受限,孪晶大量形成并主导塑性变形,其晶格重取向为原本受限的滑移系提供了较高的SF,从而在孪晶区激活额外的塑性变形。

4) TC4-0.55Fe 合金在各温度下优异的冲击性能源于细晶强化、 β 基体中弥散分布的细小针状 α_s 相,和最主要的低温下孪晶密度显著增加的协同作用,三者共同诱导裂纹扩展路径偏转,显著提升抗断裂能力。

参考文献 References

[1] Fu S T, Han Y, Sun J P et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1013: 178485
[2] Zhao Runze(赵润泽), Fan Jiangkun(樊江昆), Zhang Wenyuan(张文渊) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2026, 45(5): 380
[3] Wu Cong(吴聪), Han Qingdan(韩晴丹), Peng Dandan(彭丹丹) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2026, 45(4): 306
[4] Wang W, Huang R, Zhao Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 740: 47
[5] Lei L, Zhao Q Y, Wu C et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 99: 101
[6] Zha Q Y, Sun Q Y, Xin S W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143260
[7] Yang Y Y, Yan S Y, Qu S S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1014: 178769

[8] Huang Chaowen(黄朝文), Ge Peng(葛鹏), Zhao Yongqing(赵永庆) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45: 254
[9] Dai Jincai(戴进财), Min Xiaohua(闵小华), Xin Shewei(辛社伟) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2025, 61: 243
[10] Guo Y Z, Wu X L, Wei Q M. *Science*[J], 2022, 376: 6594
[11] Stéphane D I, Briottet L, Rauch E F et al. *Acta Materialia*[J], 2007, 55: 105
[12] Kimura Y, Inoue T, Yin F et al. *Science*[J], 2008, 320: 1057
[13] Lei L, Zhao Q Y, Zhu Q W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 860: 144258
[14] Yan J B, Richard Liew J Y, Zhang M H et al. *Materials & Design*[J], 2014, 61: 150
[15] Zhang R Q, Zhao Q Y, Guo D Z et al. *Materials & Design*[J], 2023, 235: 112416
[16] Li Jinshan(李金山), Yan Qi(晏琪), Chen Biao(陈彪). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2024, 39: 1
[17] Zhao Yongqing(赵永庆), Yang Guanjun(杨冠军). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2006, 5: 14
[18] Yu Yan(郁炎), Jiang Peng(蒋鹏), Li Shikai(李士凯). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2014, 29: 118
[19] Zang M C, Niu H Z, Yu J S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 840: 142952
[20] Xu Aijun(许爱军), Wan Haifeng(万海峰), Liang Chunzu(梁春祖) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2020, 12: 145
[21] Stolyarov V V, Valiev R Z, Zhu Y T. *Applied Physics Letters*[J], 2006, 88: 325
[22] Xu J W, Zeng W D, Zhao Y W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 676: 434
[23] Tan C S, Fan Y D, Sun Q Y et al. *Metals*[J], 2020, 10: 1058
[24] Shi C L, Wang Y, Zhang M et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1010: 176996
[25] Lei L, Zhao Y Q, Zhao Q Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 801: 140411
[26] Zhang S, Liang Y L, Xia Q F et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28: 1581
[27] Dai J H, Tang B, Wang C Y et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2026, 249: 214
[28] Wen X, Wan M P, Huang C W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 740–741: 121
[29] Richards N L. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2004, 13: 218
[30] Tian Yanwen(田彦文), Li Yulu(李宇露), Yan Jianchuan(严建川) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2026, 43(3): 11
[31] Du J H, Liu H B, Wang F et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 2455
[32] Qu Henglei(曲恒磊), Zhou Lian(周廉), Zhao Yongqing(赵永庆) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J],

- 2006, 23(5): 36
- [33] Liu Chang(刘畅), Dong Yuecheng(董月成), Fang Zhigang(方志刚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49: 1607
- [34] Chen F W, Gu Y L, Xu G L *et al. Materials & Design*[J], 2020, 185: 108251
- [35] Liao Y, Bai J H, Chen F W *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 99: 114
- [36] Sun Y Y, Chen F, Qian S W *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 5951
- [37] Sun Y Y, Qian S W, Chang H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 8396
- [38] Qian S W, Sun Y Y, Wang N *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1013: 178675
- [39] Liu Y W, Chen F W, Xu G L *et al. Metals*[J] 2020, 10: 854
- [40] Dai G Q, Gu H, Zhang J *et al. Materials*[J], 2024, 17: 5161
- [41] Li F, Zhan C, Fan C T *et al. Materials Characterization*[J], 2025, 227: 115286
- [42] Zhao W, Su W J, Li L *et al. Metals and Materials International*[J], 2021, 27: 3214
- [43] Li D, Meng Z C, Shen Y Y *et al. Vacuum*[J], 2024, 222: 113066
- [44] Ding L F, Wang H Y, Zeng Z B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 914: 147095
- [45] Lei L, Zhu Q W, Zhao Q Y *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 195: 112504
- [46] Anderson T L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*[M]. Boca Raton: CRC Press, 1991
- [47] Duan Q Q, Qu R T, Zhang P *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 142: 226
- [48] Manahan M P, McCowan C N. *Journal of ASTM International* [J], 2008, 5(7): 1
- [49] Zhou X, Li K E, Zhao D X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 967: 171753
- [50] Leo Prakash D G, Ding R, Moat R J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 5734
- [51] Hémery S, Villechaise P, Banerjee D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51: 4931
- [52] Xie B C, Wei Z, Tian X *et al. Coatings*[J], 2024, 14: 1528
- [53] Bolzoni L, Paul M, Yang F *et al. Journal of Materials Science*[J], 2023, 58: 5037
- [54] Tarpani J R, Spinelli D. *Journal of Materials Science*[J], 2003, 38: 1493
- [55] Zhao G H, Liang X Z, Kim B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 756: 156
- [56] Dai J H, Tang B, Chu Y D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 890: 145900
- [57] Lee W S, Chen T H, Huang S C *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2010, 402: 1
- [58] Ambard A, Guétaz L, Louchet F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319–321: 404

Low-Temperature Impact Toughness and Fracture Mechanisms of A High-Strength and High-Toughness TC4-0.55Fe Titanium Alloy

Wang Delong¹, He Miaoxia¹, Gao Wenshuo¹, Guo Yumeng¹, Dong Yuecheng¹, Alexandrov Igor V.²

(1. College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

(2. Department of Materials Science and Physics of Metals, Ufa University of Science and Technology, Ufa 450008, Russia)

Abstract: To further enhance low-temperature toughness and clarify the low-temperature fracture failure mechanisms of titanium alloys, a TC4-0.55Fe alloy was prepared by micro-alloying with Fe, and its impact performance and fracture behavior were systematically investigated over the temperature range 20 °C to −196 °C. The alloy exhibits a Charpy impact toughness of 66.8 J·cm^{−2} at 20 °C, which remains unchanged as the temperature drops to −20 °C. When the temperature drops to −70 °C, the low-temperature toughness decreases to 46.8 J·cm^{−2}. When the temperature drops to −196 °C, the toughness still retains 25.1 J·cm^{−2}, which is 23.8% higher than that of TC4 alloy. SEM image of fracture confirms that −196 °C is still above ductile-brittle transition temperature. of the alloy EBSD characterization reveals abundant deformation twinning in the vicinity of the crack at all test temperatures, with twin density increasing markedly as temperature decreases. The outstanding impact toughness of the TC4-0.55Fe alloy is attributed to the synergistic effects of fine-grain strengthening, the dispersion of fine acicular α_s precipitates within the β matrix, and a significant increase in twin density at low temperature, which jointly promote crack-path deflection and significantly enhance resistance to fracture.

Key words: TC4-0.55Fe titanium alloy; impact toughness; fracture morphology; low-temperature properties

Corresponding author: Dong Yuecheng, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, E-mail: dongyuecheng@njtech.edu.cn