

引用格式: 吴聪, 韩晴丹, 彭丹丹, 等. 钛合金低温力学性能研究进展[J]. 中国材料进展, 2026, 45(4): 306-315.
WU C, HAN Q D, PENG D D, *et al.* Research Progress on the Low-Temperature Mechanical Properties of Titanium Alloys[J]. Materials China, 2026, 45(4): 306-315.

钛合金低温力学性能研究进展

吴聪¹, 韩晴丹¹, 彭丹丹¹, 高美明¹, 赵永庆²

(1. 陕西科技大学机电工程学院, 陕西 西安 710021)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 钛合金因其优异的高比强度、耐腐蚀性、无磁性和良好的低温塑性, 可用作液氢储运、深潜等低温工况下装备的结构材料。系统综述了目前钛合金低温力学性能的研究进展。低温拉伸实验研究表明, TA7、CT20、TC4 ELI 等合金随实验温度的降低, 抗拉强度显著上升, 塑性变化不明显。低温下临界分切应力的增加使得位错滑移难启动, 从而使该合金强度显著提升; 在低温下其较好的塑性可归因于形变孪生和多系滑移的耦合作用。低温冲击试验研究表明, 纯钛在低温下的冲击韧性几乎不变, 高密度孪晶是低温下纯钛冲击韧性仍能与室温下持平的根本原因。Ti80、CT20、TC4 合金随温度降低冲击韧性呈下降趋势, 塑性变形能力的减弱以及较为平直的裂纹扩展路径使得低温下其冲击韧性显著下降。最后, 对钛合金低温力学性能的研究方向进行展望, 指出需开展高强级别钛合金的低温力学性能研究, 并探究增材制造钛合金的低温变形机制和强韧化机理。

关键词: 钛合金; 低温拉伸; 低温冲击韧性; 变形机制

中图分类号: TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2026)04-0306-10

Research Progress on the Low-Temperature Mechanical Properties of Titanium Alloys

WU Cong¹, HAN Qingdan¹, PENG Dandan¹, GAO Xianming¹, ZHAO Yongqing²

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Shaanxi University of Science & Technology, Xi'an 710021, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Titanium alloy can be used as a structural material for liquid hydrogen storage and transportation, deep submergence and other low-temperature tooling under cryogenic conditions due to their excellent high specific strength, corrosion resistance, non-magnetism and good low-temperature plasticity. This paper systematically reviews the research progress of low-temperature mechanical properties of titanium alloys. The low-temperature tensile test shows that the tensile strength of TA7, CT20, TC4 ELI and other alloys increases significantly with the decrease of test temperature, and the plasticity does not change significantly. The increase of critical shear stress at low temperature makes dislocation slip more difficult to start, thereby resulting in a significant enhancement of the alloy's strength. The good plasticity at low temperature is attributed to the coupling effect of deformation twinning and multi-system slip. The low-temperature impact test shows that the impact toughness of pure titanium at low temperature is almost unchanged, and the high density twin is the fundamental reason why the impact toughness of pure titanium at low temperature can still maintain the same as that at room temperature. The impact toughness of Ti80, CT20 and TC4 alloys decreases with the decrease of temperature. The weakening of plastic deformation ability and the relatively flat crack propagation path make the impact toughness decrease significantly at low temperature. Finally, the research direction of low-temperature mechanical properties of titanium alloys is prospected, which is necessary to

study the low-temperature mechanical properties of high-strength titanium alloys, as well as the low-temperature deformation mechanism and toughening mechanism of additively manufactured titanium alloys.

Key words: titanium alloy; low temperature stretching; low temperature impact toughness; deformation mechanism

收稿日期: 2025-04-02 修回日期: 2025-09-07

基金项目: 陕西省科协青年人才托举计划项目(20240023);
陕西省教育厅一般专项(203012513)

第一作者: 吴聪, 女, 1991年生, 讲师, 硕士生导师,

Email: wucong@sust.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202504003

1 前 言

钛合金具有密度小、比强度高、耐腐蚀、耐高温、低温性能好、生物相容性好、无磁、无毒等综合优势，在航空、航天、兵器、海洋、化工、医疗等领域得到广泛应用。尤其因耐蚀性好、无磁和优异的低温性能等特点，钛合金广泛应用于船舶、管道系统和航空航天等领域中的低温结构部件^[1-5]，是理想的低温结构材料，例如航天火箭发动机用液氢管路系统(TC4 ELI(Ti-6Al-4V ELI))的服役温度低至-253 ℃，破冰船推进器在-50 ℃冰撞工况下，Ti80(Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo)合金冲击功若小于 25 J 将导致灾难性断裂^[6, 7]。目前针对钛合金低温性能的研究主要集中于 TA7-D(Ti-5Al-2.5Sn ELI)、TC4(Ti-6Al-4V)、CT20(Ti-Al-Zr-Mo)等合金^[8]，该合金作为海洋装备的主要结构材料，随着海洋装备在船舶、海底通讯等领域的需求增加，有必要系统综述当前钛合金在低温下的变形和断裂机制，进而建立钛合金在低温下显微组织与力学性能的相关性，并进一步对当前钛合金低温力学性能的研究方向进行展望。

2 钛合金的低温拉伸性能

目前研究的低温拉伸钛合金主要有纯钛、TA7(Ti-5Al-2.5Sn)、TA7-D、TC4、TC4 ELI、CT20 等。图 1 展示了 TA7、TA7-D、CT20、TC4 合金强度与塑性的关系，具体数据见表 1^[6, 9-20]。TC4 ELI 合金在液氮温区(-196 ℃)仍保持稳定力学性能^[8]，CT20 与 TA7 合金的服役温度可

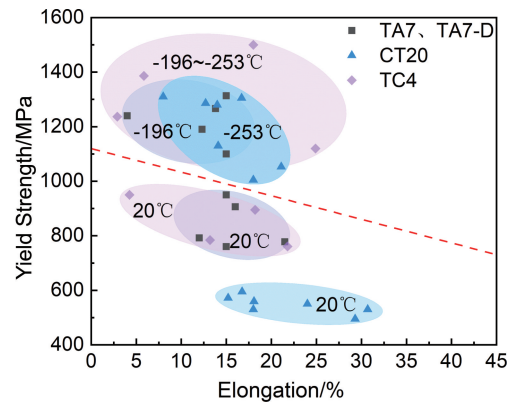


图 1 不同钛合金在室温及低温下的强塑性^[6, 9-20]
 Fig. 1 The strength and plasticity properties of titanium alloys at room temperature and low temperature^[6, 9-20]

表 1 不同钛合金在室温及低温下的拉伸性能
 Table 1 Tensile properties of titanium alloys at room temperature and low temperature

Titanium alloy	Microstructure	Temperature/°C	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_2 /%
TC4 ^[6]	Equiaxed structure	20	847.93	761.2	21.8
		-196	1318.7	1120.1	24.9
TA7-D ^[9]	Equiaxed structure	20	792	—	12
		-196	1313	—	15
TA7 ^[9]	Equiaxed structure	20	950	—	15
		-196	1240	—	4
Pure titanium ^[10]	Equiaxed structure	20	454	356	50
		-196	899	681	65
TA7 ^[10]	Equiaxed structure	20	958	906	16
		-196	1331	1266	13.8
		20	665	595	16.75
CT20 ^[11]	Equiaxed structure	-253	1320	1130	14.1
		20	638.33	559.17	18.08
		-253	1250	1005	18
CT20 ^[12]	Lamellar structure	20	656.7	530	30.7
		-253	—	1286.1	12.7
		20	610	495	29.3
		-253	—	1305.1	16.7

续表

Titanium alloy	Microstructure	Temperature/°C	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_2 /%
CT20 ^[13]	Equiaxed structure	20	652.12	571.79	15.2
		-196	1102.51	1052.67	21.1
TC4 ^[14]	—	20	945	895	18.2
		-40	1030	988.5	17.91
TC4 ^[15]	—	20	1027	950	4.26
		-60	1131	1092	2.3
TC4 ^[16]	Equiaxed structure	-253	—	1500	18
		25	830.6	784.8	13.2
TC4 ^[17]	Lamellar structure	-196	1353.5	1237	2.9
		-253	1544.5	1386	5.85
TA7 ^[18]	Equiaxed structure	24	835	760	15
		-196	1260	1100	15
TA7-D ^[19]	Equiaxed structure	20	777.93	—	21.5
		-196	1189.953	—	12.3
CT20 ^[20]	Equiaxed structure	20	620	550	24
		-253	—	1310	8
	Lamellar structure	20	650	530	18
		-253	—	1280	14

Notes: σ_b represents tensile strength, $\sigma_{0.2}$ represents yield strength, δ_2 represents elongation

延伸至液氢存储温区(-253 °C)。随着实验温度的降低,不同牌号的钛合金强度均增强,塑性变化不明显。

2.1 低温拉伸变形机制

将 TA7 合金中间隙元素(O, N)含量降低即为低间隙 TA7-D 合金。张忠等^[9]发现,随着实验温度从室温降至-196 °C, TA7-D 合金的强度和塑性均得到提升。Sun 等^[10]和 Zhang 等^[21]研究显示,对于低间隙合金 TA7-D,无论是片状组织还是等轴组织随着实验温度的降低,其延伸率呈下降趋势,强度呈现上升趋势。Lu 等^[22]深入研究了 TA7-D 合金的变形机制,室温(20 °C)下其变形机制主要为位错滑移变形;相比之下,在-253 °C时变形机制为位错滑移与孪晶的耦合变形行为;随着实验温度从 20 降低至-253 °C,孪晶变形频繁发生。大量位错导致的位错强化效应有助于提高 TA7-D 合金在低温下的极限抗拉强度。CT20 钛合金是我国自主研发的 Ti-Al-Zr-Mo 系新型低温钛合金,低温性能和加工性能良好,在低温环境下具备优异的强韧性和冷成型性能。杜宇等^[20]的研究表明,CT20 的片层组织和等轴组织随实验温度从室温降低至-253 °C 强度均呈现上升趋势,塑性均下降,但片层组织的塑性下降程度小于等轴组织。张智^[11]发现 CT20 合金的片层组织更适合在低温环境下变形,对该合金等轴、片层组织分析得出,在-253 °C 下,等轴组织的韧窝尺寸较小,且较浅,分布均匀;片层 α 相增多,韧

窝尺寸增大且较深,并且具有明显的撕裂棱,说明片层组织试样在断裂过程中韧窝生长充分,具有优异的塑性。范承亮等^[12, 23]对 CT20 合金的研究指出,在低温下片层组织塑性最高,其中孪晶有助于提高合金延展性。在低温下,等轴组织主要靠位错滑移实现变形;双态组织除位错滑移外,还有少量变形孪晶;而片层组织则能产生较多孪晶。Zang 等^[24]对 CT20 合金的全片层组织进行了研究,结果表明该合金在-253 °C 强度为 1600 MPa,延伸率为 13.5%,滑移系和孪晶主导拉伸变形;在室温下强度为 730 MPa,延伸率为 19%,滑移系主导拉伸变形。值得注意的是,CT20 合金的片层组织在-196 °C 时强度(1300 MPa)、延伸率(23%)较室温时均提高,原因是在-196 °C 时,滑移和孪晶的临界分切应力显著增强,以致强度增加;多系滑移、大量孪生增强了加工硬化能力和均匀塑性流动,使得合金在-196 °C 时有较好的延展性。Zhang 等^[13]研究表明 CT20 合金的等轴组织在-196 °C 时表现出优异的低温力学性能,其强度(1052.67 MPa)和塑性(21.1%)相比室温时强度(571.79 MPa)和塑性(15.2%)有显著提升。在室温下,CT20 合金的变形机制主要以由滑移系主导的位错运动为主(图 2a 和 2b);在低温(-196 °C)状态下,该合金中激活了更多孪晶类型,初生孪晶数量和位错密度相较于室温状态均增加,形成了更高密度的位错(图 2c 和 2d)。

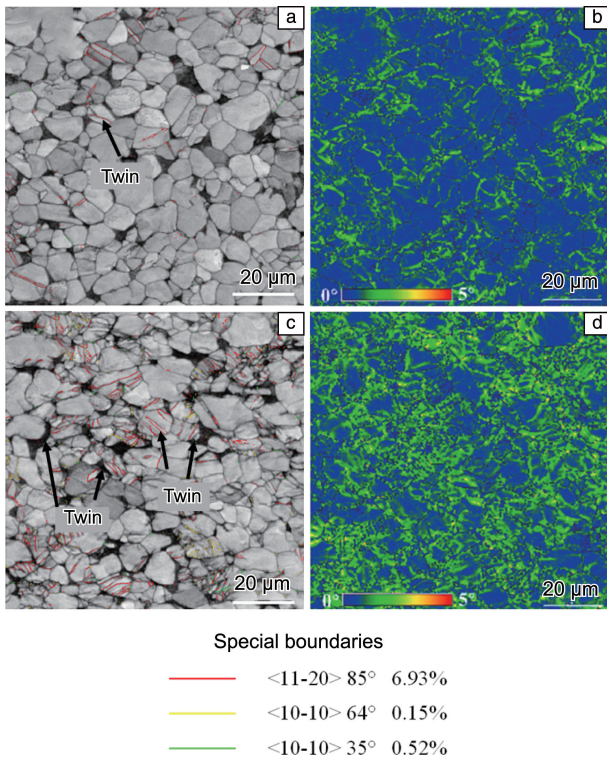


图 2 CT20 合金在不同温度拉伸后的晶界和 KAM 图(均源自于 EBSD 数据)^[13]: (a, b) 20 °C, (c, d) -196 °C
 Fig. 2 Grain boundary and KAM images of CT20 alloy after tensile at different temperatures (all derived from EBSD data)^[13]: (a, b) 20 °C, (c, d) -196 °C

$\langle -12-11 \rangle // ND$ 织构和强烈的孪生诱发塑性效应导致 CT20 合金在低温下具有极高的延展性。

詹奇云等^[14]、周如江等^[15]和 Hu 等^[25]围绕 TC4 及 TC4 ELI 合金低温性能展开研究, TC4 和 TC4 ELI 合金的强度随实验温度降低呈线性上升趋势, 塑性随实验温度下降整体呈下降趋势。通过对材料断口的分析得出, 当 TC4 合金为等轴组织时, 在 -196~25 °C 温度区间内, 即使是塑性降低, 断裂过程仍以韧性断裂为主。TC4 合金在室温下, 塑性变形机制为 α 相内的位错滑移; 在 -196 °C 时, 塑性变形机制为 α 相内位错滑移与 β 相内切变孪生^[26]。Ambard 等^[27]提出, TC4 合金为片状组织时(图 3a), 低温变形机制与 α 相形态有关系, α 相呈球状时主要是柱面滑移(图 3b), α 相呈板条状时主要是基面滑移(图 3c)。此外, 在低温变形过程中并未发现孪晶, 因此认为 TC4 合金在 -253 °C 时的变形机制主要是位错滑移。粉末冶金的 TC4 ELI 合金为等轴 α 相和片状混合组织(图 3d), 在 -253 °C 时观察到孪晶的存在(图 3e)^[16]。但 TC4 合金中并未发现孪晶。TC4 ELI 相对 TC4 氧含量较低, 在低温实验中 TC4 ELI 出现孪晶, 且冲击韧性比 TC4 的高。

此外, 随着氢氧火箭发动机对钛合金低温服役性能的要求日益严苛, 陆子川等^[28, 29]开发了 CT1400(Ti-Al-V-Zr-Mo-Nb) 新型近 α 型钛合金, 该合金采用粉末冶金工艺合

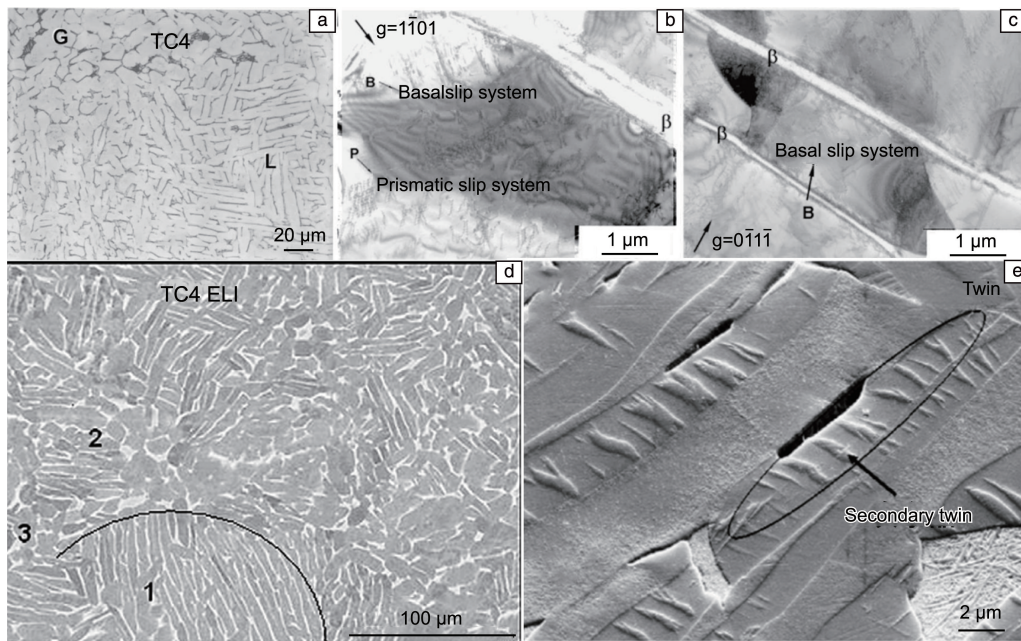


图 3 钛合金初始态和在 -253 °C 下变形后的显微组织: (a) TC4 合金初始组织的 SEM 照片, (b, c) TC4 合金低温拉伸后的 TEM 照片^[27]; (d) TC4 ELI 合金初始组织的 SEM 照片, (e) TC4 ELI 合金低温拉伸后的 TEM 照片^[16]
 Fig. 3 Microstructure of the titanium alloy before deformation and after deformation at -253 °C: (a) SEM images of the initial microstructure of TC4 alloy, (b, c) TEM images of TC4 alloy after low temperature tensile^[27]; (d) SEM image of the initial microstructure of TC4 ELI alloy, (e) TEM image of TC4 ELI alloy after low temperature tensile^[16]

成,旨在满足更高性能裕度及低温稳定性的需求。研究表明,在 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 低温条件下,CT1400合金的变形机制为位错滑移和切变孪生。片层组织中的孪生变形能够协调位错滑移从而提高了合金的低温塑性;位错强化作用使得粉末冶金CT1400合金在低温变形过程中具有较高的强度,展现出优异的低温强塑性匹配。片层组织有助于提高位错滑移的平均自由程,孪生变形协调“硬”取向晶粒,共同促进了合金塑性提升。

2.2 低温拉伸锯齿效应

在低温拉伸实验中,当温度降低至 $-233\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,TA7-D出现锯齿形变形行为(图4a)^[22],CT20和TC4 ELI在 $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时均出现锯齿形变形行为。锯齿效应的形成是由于在极低温环境下,材料位错热激活能极度匮乏,位错

运动被强烈抑制并在晶格缺陷处大规模堆积。当塞积应力达到临界值时,位错发生大量滑移,其巨大的动能和塑性功瞬间转化为热能,导致材料局部温度骤升并引发热软化^[17]。这些过程导致塑性变形不连续,应力-应变曲线呈现出锯齿特征。在 $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,CT20合金在等轴、双态和片层组织中均出现锯齿效应,但随着显微组织的变化,片层 α 相含量增加,锯齿波动的数量增多,幅度减小,且相应的试样延伸率升高,说明片层组织可导致锯齿波动加剧(图4b~4d)^[23]。在 $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的低温拉伸实验中,TC4 ELI合金片层组织的应力-应变曲线中也出现锯齿效应(图4e)^[30]。在拉伸过程中,锯齿效应的出现可归纳为软化与硬化交替作用的结果。

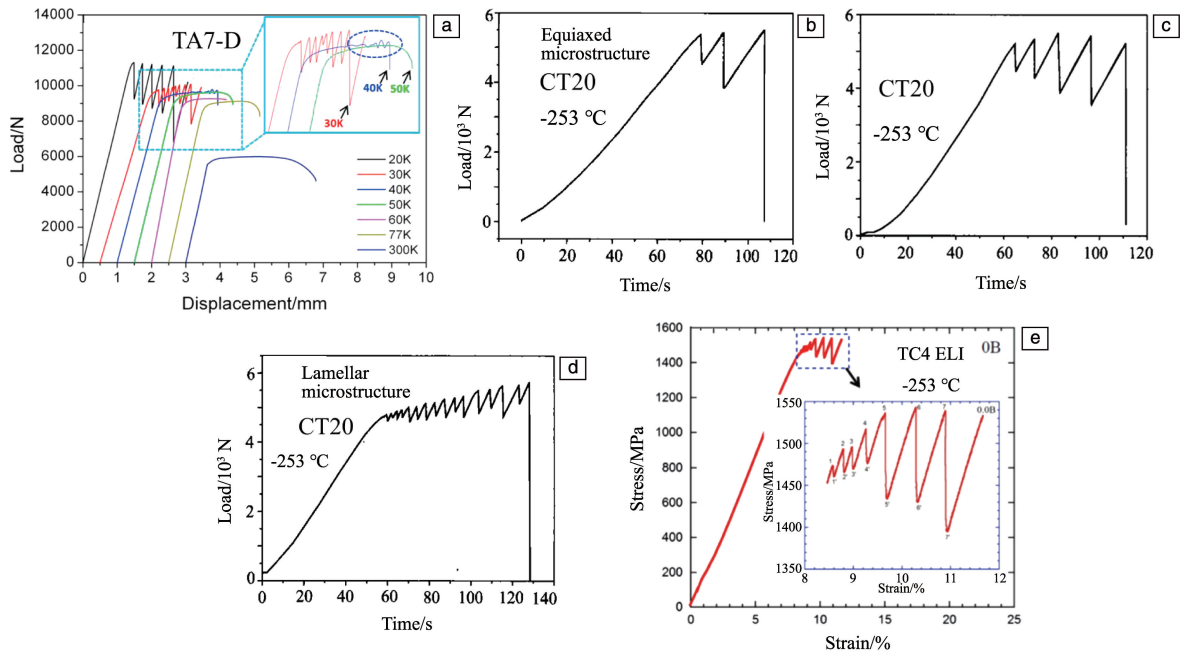


图4 不同钛合金在低温下的拉伸曲线:(a)TA7-D^[22], (b~d)CT20^[23], (e)TC4 ELI^[30]

Fig. 4 Tensile curves of different titanium alloys at low temperature: (a) TA7-D^[22], (b~d) CT20^[23], (e) TC4 ELI^[30]

3 钛合金的室温及低温冲击韧性

拉伸性能(如拉伸强度、屈服强度、延伸率)是通过轴向拉伸载荷实验来测定的材料特性;冲击试验通过测量材料在冲击过程中吸收的能量来量化材料抗冲击性能,反映了材料在承受冲击载荷时的韧性^[31],冲击韧性是评价结构材料抵抗瞬时动态冲击载荷能力的重要指标,且冲击韧性对温度变化极其敏感。因此,低温冲击试验在工程领域具有重要的意义,可以检验材料在低温环境中的可靠性和耐久性。

3.1 室温冲击韧性

Huang等^[32]研究了氧含量对纯钛冲击韧性的影响,

低氧含量纯钛的冲击韧性较高氧含量纯钛高 192.2 J 。降低氧含量可显著提高纯钛的位错密度和变形孪晶数量,因此降低氧含量可以同时提高萌生功和扩展功。Zhu等^[33]对CT20合金的研究结果表明炉冷获得的粗大片层组织具有较高的冲击韧性,片层 α 与 β 相间发生滑移传递,使集束具备优异塑性变形能力并产生更多孪晶,从而消耗更多的冲击能量。Jiang等^[34]对Ti80合金的等轴组织进行了研究,发现初生 α 相含量减少,次生 α 相宽度减小,可使得合金强度提高,但冲击性能下降。Hu等^[35]对Ti80合金的冲击韧性进行了研究,其中全等轴 α 组织、等轴 α 和集束状厚片层 α 混合组织因具备优异的塑性变形能力和裂纹偏转能力,可激活高密度孪晶协调

变形,从而表现出远高于等轴 α 和无序分布薄片层 α 混合组织的冲击韧性(约2倍)。其中,等轴 α 和集束状 α 混合组织实现了强度与韧性的最佳匹配。Buirette等^[36]在TC4合金等轴组织和片层组织的冲击韧性研究中发现,冲击扩展裂纹未产生二次裂纹和微裂纹。片层组织的冲击韧性优于等轴组织的原因在于片层组织中的 α 集束具有较高的长径比,使得长裂纹更容易生成,从而形成较长的裂纹扩展路径,表现出较高的冲击韧性。Lei等^[37]对TC4合金等轴、双态和片层组织的冲击韧性进行了研究,发现双态组织的冲击韧性最高,且冲击韧性和裂纹路径曲折程度之间并非呈正相关,裂纹曲折程度较小的双态组织中 β_1 的扭折变形、 α_p 中孪晶的产生和塑性变形的协同作用有效释放了裂纹尖端的应力,使其获得了较高的冲击韧性。Wen等^[38]对TC21(Ti-6Al-2Mo-2Nb-2Zr-2Sn-1.5Cr)合金的片层组织进行了研究,发现合金 α 集束尺寸增大和 α 片层厚度减小导致合金强度降低和韧性下降,多片层组织能增加裂纹扩展路径,从而提高合金冲击韧性。Lei等^[39]对TC21合金的双态和片层组织进行了研究,发现片层组织的冲击韧性(27.59 J)比双态组织的(12.98 J)高,冲击韧性主要由裂纹萌生阶段吸收的能量决定。影响该合金裂纹萌生功和扩展功的因素有所不同,萌生功与裂纹尖端塑性变形程度呈正相关,裂纹扩展区的塑性变形程度小于萌生区,扩展功随裂纹路径曲折程度增加而升高。雷磊等^[40]进一步对TC21合金拉伸和冲击韧性的内在控制机理进行了研究,结果表明塑性和冲击韧性呈现不一致的变化规律,双态组织比片层组织的塑性好,但是其冲击韧性不如片层组织,说明拉伸性能和冲击韧性的内在机理不同:拉伸性能主要取决于初生 α 相与 β 转变组织的协调变形能力;而冲击韧性则主要由裂纹尖端极小区内片层 α/β 组织的塑性变形能力,以及大角度 α 集束界面对裂纹的偏转作用所导致的曲折扩展路径共同决定。Wu等^[41]对Ti5321(Ti-5Al-3Mo-3V-2Cr-2Zr-1Nb-1Fe)合金冲击韧性进行了研究,发现片层组织冲击功的提高依赖于裂纹萌生功和扩展功的增加,初生 α 相具有较强的塑性变形能力,从而提高了萌生功。裂纹扩展功的增加与 α 集束的协调变形和 α 集束大角度边界所导致的曲折裂纹路径密切相关。综上所述,室温下不同牌号钛合金的冲击韧性与显微组织有较大的相关性,显微组织中片层 α 相可显著阻碍裂纹扩展,进而提高了合金的冲击韧性^[42-45];初生 α 相中孪晶的产生和塑性变形的协同作用可以提高冲击载荷下显微组织的塑性变形能力。

3.2 低温冲击韧性

图5展示了纯钛、TC4、Ti80、CT20合金冲击韧性

随温度的变化趋势,具体数据见表2^[46-49],随着实验温度的降低,纯钛的冲击韧性基本不变,其余牌号的钛合金冲击韧性均出现下降趋势。

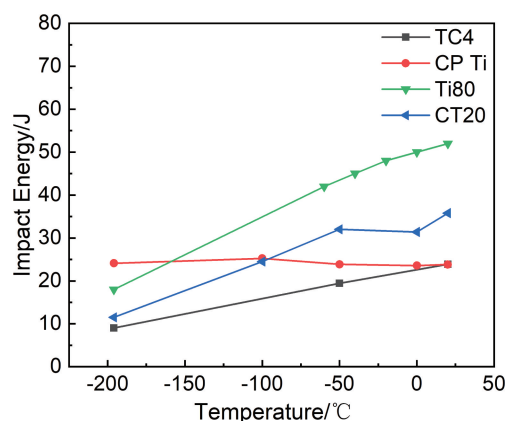


图5 不同钛合金冲击功随实验温度变化趋势^[46-49]

Fig. 5 The trend of impact energy of titanium alloys with the change of experimental temperature^[46-49]

表2 不同钛合金在室温及低温下的冲击性能

Table 2 Impact properties of titanium alloys at room temperature and low temperature

Titanium alloy	Microstructure	Temperature/°C	Impact energy/J
Pure titanium ^[46]	Equiaxed structure	20	23.81
		0	23.57
		-50	23.87
		-100	25.23
		-196	24.1
CT20 ^[47]	Lamellar structure	20	35.8
		0	31.4
		-50	32
		-100	24.5
		-196	11.5
Ti80 ^[48]	Duplex structure	20	52
		0	50
		-20	48
		-40	45
		-60	42
TC4 ^[49]	Duplex structure	-196	18
		20	23.86
		-50	19.43
		-196	9.01

刘伟等^[50]对 Ti-Zr-Mo-Nb-Sn 系近 α 钛合金间隙元素含量和冲击韧性关系进行了分析,发现降低氧含量可提高钛合金在液氮温区(-196 °C)的冲击韧性。Lei 等^[46, 47]对纯钛和 CT20 合金进行了研究,结果表明,随温度下降,纯钛的冲击韧性与室温下的相比无差异,在室温条件下变形机制为滑移,随着温度降低至-196 °C,变形机制逐渐转变为孪晶,高密度孪晶和位错是该合金在低温下冲击韧性与室温下持平的根本原因。随实验温度下降 CT20 合金冲击功呈现下降趋势,其裂纹萌生功和裂纹扩展功均减少,并在-196 °C 时发生脆性断裂。CT20 合金的片层组织在-196 °C 时孪晶密度比较低,塑性区域较小,裂纹更容易穿过片层组织,且扩展路径较为平直,因此其冲击功随温度的降低而减少;该合金在室温时获得较高冲击韧性是弯曲路径、位错滑移和变形孪晶协同作用的结果。相较于在室温,CT20 合金在-196 °C 时冲击功下降,延伸率上升,延伸率上升是由于多系滑移和大量孪生增强了加工硬化能力和均匀塑性流动,冲击韧性下降的原因主要是孪晶数量减少,塑性区域较小。Zhang 等^[51]对 CT20 合金的 3 种典型组织进行了低温冲击韧性的研究,在-196 °C 时,相较于等轴组织和双态组织,片层组织的冲击功是最高的,因为片层组织形成了高密度的 4 种孪晶($\langle 11-20 \rangle 85^\circ$ 、 $\langle 10-10 \rangle 35^\circ$ 、 $\langle 10-10 \rangle 64^\circ$ 和 $\langle 10-10 \rangle 77^\circ$),且孪晶界所占比例约为 63.6%(图 6a 和 6d),等轴和双态组织分别形成 4 种和 5 种类型的孪晶,孪晶界所占比例分别为 38.5%(图 6b

和 6e)和 40.8%(图 6c 和 6f),因此得出片层组织冲击功较高的主要原因是组织中存在较多均匀细长的孪晶。Zhang 等^[52]对 Ti5111 (Ti-5Al-1V-1Sn-1Zr-0.8Mo) 合金双态组织的低温冲击韧性进行了研究,发现随实验温度降低,其冲击功减小,在低温下的变形机制以变形孪晶和位错滑移为主。低温下冲击功的降低,是由低温变形时塑性区域尺寸减小和位错滑移受到抑制,使得裂纹尖端应力增大这一原因导致的。Ding 等^[48]对 Ti80 合金的双态组织进行了研究,发现孪晶数量对 Ti80 合金的冲击韧性具有显著影响。随着实验温度的降低,孪晶数量减少,合金冲击韧性下降。且在低温下,几何位错密度较小,晶粒的塑性变形能力降低,导致裂纹扩展路径较为平直。Li 等^[53]研究表明,TC4 合金的等轴组织的冲击功随着实验温度降低减小。在室温冲击载荷下,试样的冲击断口附近出现孪晶,而在-196 °C 冲击载荷下未观察到孪晶,在 25 和-50 °C 冲击断裂附近的晶粒显示出显著的塑性变形,但在-196 °C 的塑性变形极小,因此室温下合金的孪晶和滑移变形导致较高的冲击韧性。Li 等^[49]研究 Ti-6Al-4V-0.55Fe 合金发现,在-20 °C 时双态组织的冲击韧性比等轴组织的高,主要原因是双态组织中初生 α 相晶粒的球化程度较高,产生孪晶能力较强,主要有拉伸孪晶($\langle 11-20 \rangle 85^\circ$)和压缩孪晶($\langle 10-10 \rangle 65^\circ$),孪晶在激活多个滑移系和吸收更高的冲击能量方面起着重要的作用。曹祖涵等^[54]发现在 TC11 (Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si) 合金组织中初生 α 相体积分数在 30%~35% 时,合金低温冲

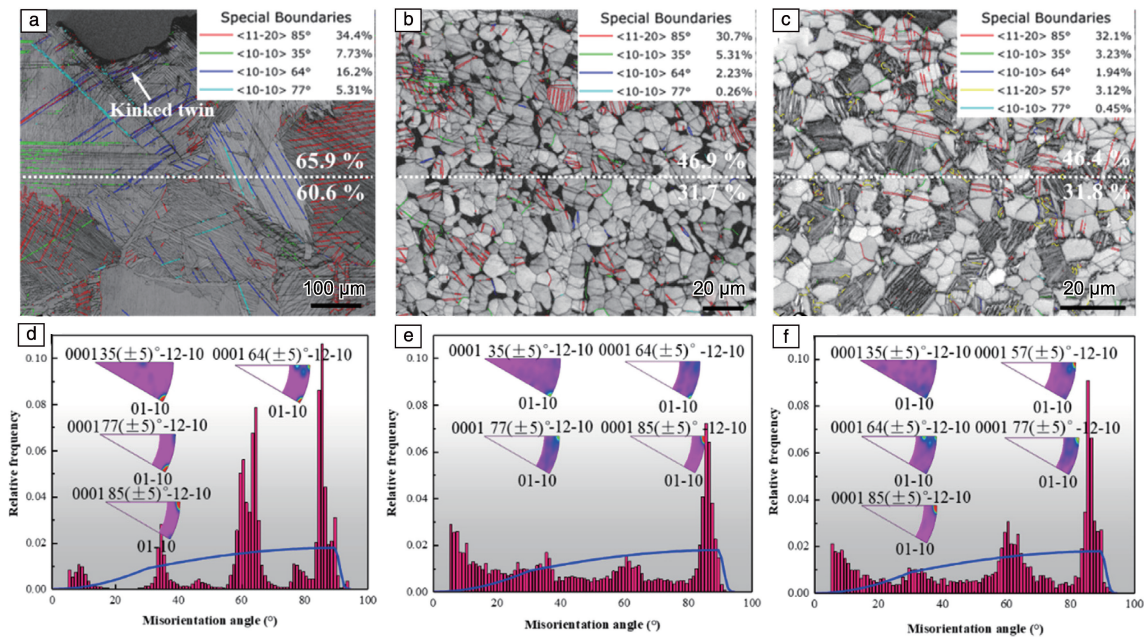


图 6 低温冲击下 CT20 合金典型组织变形孪晶类型与孪晶界统计分布^[51]: (a, d) 片层组织, (b, e) 等轴组织, (c, f) 双态组织

Fig. 6 Typical deformation twin types and twin boundary statistical distribution of CT20 alloy under low temperature impact: (a, d) lamellar microstructure, (b, e) equiaxed microstructure, (c, f) bimodal microstructure

击韧性达到最大值; 初生 α 相体积分数小于 30% 时, 合金冲击韧性随着初生 α 相体积分数的增多而增加; 初生 α 相体积分数大于 35% 时, 合金冲击韧性随初生 α 相体积分数的增加而减小。初生 α 相体积分数为 30%~35% 时, 断口呈现均匀较深的等轴韧窝形貌, 对应充分的塑性变形; 当 α 相体积分数低于 30% 时, 断口出现解理台阶等脆性特征, 塑变能力恶化; 而 α 相体积分数高于 35% 时, 韧窝虽存但趋于平浅, 塑变贡献衰减。因此初生 α 相体积分数通过影响塑性变形能力来影响试样的冲击韧性。除此以外, 针对亚稳 β 合金, 张德培^[55] 对 Ti-15Mo 合金在低温下的冲击韧性进行了研究, 发现随测试温度降低, 冲击韧性呈下降趋势, 这是因为随着温度降低, 合金晶粒内孪晶 ($<110>50.5^\circ$) 的数量和裂纹扩展的曲折程度呈下降趋势, 即塑性变形能力与抵抗裂纹扩展能力逐渐减弱。Wang 等^[56] 对 Ti-8.5Cr-1.5Sn 合金的等轴 β 组织进行了研究, 该合金在 -196°C 低温下的冲击韧性较室温时下降了 86.3%。其原因在于低温抑制了 $\{332\}$ 变形孪生的形核与生长, 导致次生孪晶与 $\{5811\}$ 孪晶缺失; 同时裂纹尖端塑性区域缩小, 应力无法释放, 致使裂纹优先沿初生孪晶界过早扩展, 造成脆性断裂, 使合金冲击功显著降低。

4 结 语

(1) 随着拉伸实验温度的降低, 钛合金强度呈现上升趋势, 塑性未发生明显变化。室温拉伸的塑性变形机制以位错滑移为主导, 低温拉伸的变形机制转变为孪生变形与位错滑移协同作用。在极低温度区间, 由于位错塞积和滑移引起的局部热软化, 钛合金的拉伸曲线呈现出锯齿效应。

(2) 钛合金的冲击韧性由裂纹萌生功和裂纹扩展功组成, 其中裂纹扩展功取决于裂纹扩展路径的曲折程度和裂纹附近的塑性变形能力。双态组织中 β 相的扭折变形和等轴 α 相的形变孪生的协同作用可有效释放裂纹尖端的应力集中。片层组织中集束 α 相优异的塑性变形及抵抗裂纹偏转的能力可显著提高片层组织的冲击韧性。

(3) 除纯钛外, 钛合金的低温冲击韧性随温度下降均呈现单调递减趋势, 导致低温冲击韧性降低的主要因素是低温下塑性变形能力的减弱。等轴、双态、片层组织随着温度降低, 裂纹扩展路径均趋于平直。片层组织在低温下更易形成更高密度的孪晶, 使它在低温下的塑性变形能力优于等轴和双态组织。

(4) 当前钛合金低温力学性能的研究主要集中在近 α 型及 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 对亚稳 β 型合金的研究较少, 未来需进一步拓展至对高强钛合金低温力学性能的研究。

(5) 针对 TA7-D、CT20 及 Ti80 等具有自主知识产权的钛合金体系, 需进一步阐明微观组织演变与低温变形机理的关联性, 为优化合金设计与性能调控提供理论支撑。

(6) 随着增材制造钛合金成为研究热点, 钛合金低温力学性能的研究需拓展至增材制造领域, 从而满足当前航空、航天、航海等领域对低温钛合金的应用需求。

参考文献 References

- [1] 赵永庆, 葛鹏, 辛社伟. 中国材料进展[J], 2020, 39(Z1): 527-534.
ZHAO Y Q, GE P, XIN S W. Materials China[J], 2020, 39(Z1): 527-534.
- [2] THOMAS M, JACKSON M. Scripta Materialia[J], 2012, 66(12): 1065-1068.
- [3] JAIN A, BASU B, KUMAR M B, *et al.* Acta Materialia[J], 2009, 58(7): 2313-2323.
- [4] 赵永庆. 中国材料进展[J], 2014, 33(7): 398-404.
ZHAO Y Q. Materials China[J], 2014, 33(7): 398-404.
- [5] SUN Q, ZHU R, GU H. Materials Letters[J], 2002, 54(2): 164-168.
- [6] 赵玥滔. TC4 钛合金低温变形组织与性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2023.
ZHAO Y T. Study on Microstructure and Properties of TC4 Titanium Alloy Under Low-Temperature Deformation[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2023.
- [7] 中国船舶重工集团公司. 潜水器用 TA31 合金锻件: GB/T 35364—2017[S]. 北京: 国家标准化管理委员会, 2017.
State Administration for Market Regulation, Standardization Administration of China. TA31 Alloy Forgings for Submersibles: GB/T 35364—2017[S]. Beijing: National Standardization Administration, 2017.
- [8] 黄朝文, 葛鹏, 赵永庆, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2016, 45(1): 254-260.
HUANG C W, GE P, ZHAO Y Q, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2016, 45(1): 254-260.
- [9] 张忠, 赵立中, 李来风. 低温物理学报[J], 1994(2): 157-160.
ZHANG Z, ZHAO L Z, LI L F. Journal of Low Temperature Physics [J], 1994(2): 157-160.
- [10] SUN Q Y, GU H C. Materials Science & Engineering A[J], 2001, 316(1/2): 80-86.
- [11] 张智. CT20 钛合金的组织与性能控制[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2011.
ZHANG Z. Microstructure and Properties Control of CT20 Titanium Alloy[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2011.
- [12] 范承亮. 显微组织和间隙元素对近 α 钛合金低温塑韧性的影响[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2004.

- FAN C L. Effect of Microstructure and Interstitial Elements on Cryogenic Plasticity and Toughness of Near α Titanium Alloys[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2004.
- [13] ZHANG R Q, ZHAO Q Y, GUO D Z, *et al.* *Materials & Design* [J], 2023, 235: 112416.
- [14] 詹奇云, 靳刚, 韩进, 等. 塑性工程学报[J], 2024, 31(1): 204-215.
ZHAN Q Y, JIN G, HAN J, *et al.* *Journal of Plasticity Engineering* [J], 2024, 31(1): 204-215.
- [15] 周如江, 于培师, 吴连生, 等. 机械工程材料[J], 2023, 47(12): 87-92.
ZHOU R J, YU P S, WU L S, *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*[J], 2023, 47(12): 87-92.
- [16] STÉPHANE D I, BRIOTTET L, RAUCH E F, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55(1): 105-118.
- [17] KIM Y S, KANG T, HONG S, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2025, 292: 120970.
- [18] 史昆, 谢华生, 赵军, 等. 铸造[J], 2008(8): 763-767.
SHI K, XIE H S, ZHAO J, *et al.* *China Foundry*[J], 2008(8): 763-767.
- [19] 郑桂钧, 千东范, 赵祖德, 等. 稀有金属[J], 1984(3): 50-53.
ZHENG G J, QIAN D F, ZHAO Z D, *et al.* *Rare Metals*[J], 1984(3): 50-53.
- [20] 杜宇, 蔡学章, 杨冠军. 钛工业进展[J], 2005(6): 14-17.
DU Y, CAI X Z, YANG G J. *Titanium Industry Progress*[J], 2005(6): 14-17.
- [21] ZHANG Y, CHENG X D, WU H. *Micron*[J], 2024, 186: 103702.
- [22] LU Z C, ZHANG X H, JI W, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 818: 141380.
- [23] 范承亮, 杨冠军, 于振涛, 等. 稀有金属[J], 2004(2): 330-333.
FAN C L, YANG G J, YU Z T, *et al.* *Rare Metals* [J], 2004(2): 330-333.
- [24] ZANG M C, NIU H Z, LIU S, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 923: 166363.
- [25] HU J W, CHEN X, WANG Y S, *et al.* *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2025, 38(1): 103238.
- [26] 刘志丹. TA7 和 TB2 及 TC4 钛合金低温准静态拉伸行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
LIU Z N. Study on Cryogenic Quasi-Static Tensile Behavior of TA7, TB2 and TC4 Titanium Alloys[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.
- [27] AMBARD A, GUÉTAZ L, LOUCHET F, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 319: 404-408.
- [28] 陆子川, 孙亚超, 姚草根, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2022, 51(1): 217-224.
LU Z C, SUN Y C, YAO C G, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(1): 217-224.
- [29] 郑壮壮, 陆子川, 杨建辉, 等. 材料工程[J], 2024, 52(11): 125-132.
ZHENG Z Z, LU Z C, YANG J H, *et al.* *Journal of Materials Engineering*[J], 2024, 52(11): 125-132.
- [30] SINGH G, BAJARGAN G, DATTA R, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 611: 45-57.
- [31] 李瑶, 高慧贤, 李芹芹, 等. 兵器材料科学与工程[J], 2023, 46(3): 109-115.
LI Y, GAO H X, LI Q Q, *et al.* *Journal of Ordnance Material Science and Engineering*[J], 2023, 46(3): 109-115.
- [32] HUANG S X, ZHAO Q Y, LIN C, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 818: 141394.
- [33] ZHU Q W, LEI L, WU C, *et al.* *Materials Characterization* [J], 2024, 214: 114108.
- [34] JIANG H Y, JIANG F Q, XIE B J, *et al.* *Materials Characterization* [J], 2023, 195: 112529.
- [35] HU B, GE J Y, HE J Y, *et al.* *Materials Research and Technology* [J], 2025, 35: 702-713.
- [36] BUIRETTE C, HUEZ J, GEY N, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 618: 546-557.
- [37] LEI L, ZHAO Y Q, ZHAO Q Y, *et al.* *Materials Characterization* [J], 2021, 801: 140411.
- [38] WEN X, WAN M P, HUANG C W, *et al.* *Materials & Design*[J], 2019, 180: 107898.
- [39] LEI L, ZHAO Q Y, ZHAO Y Q, *et al.* *Materials Characterization* [J], 2021, 177: 111164.
- [40] 雷磊, 朱琦玮, 赵秦阳. 稀有金属材料与工程[J], 2024, 53(5): 1449-1457.
LEI L, ZHU Q W, ZHAO Q Y. *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2024, 53(5): 1449-1457.
- [41] WU C, ZHAO Y Q, HUANG S X, *et al.* *Materials Characterization* [J], 2021, 175: 111103.
- [42] XU J W, ZENG W D, ZHAO Y Q, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 676: 434-440.
- [43] 汪启明, 杨晶, 陈海生, 等. 钛工业进展[J], 2023, 40(5): 9-14.
WANG Q M, YANG J, CHEN H S, *et al.* *Titanium Industry Progress*[J], 2023, 40(5): 9-14.
- [44] 郝晓博, 李渤渤, 刘茵琪, 等. 金属热处理[J], 2019, 44(2): 50-53.
HAO X B, LI B B, LIU Y Q, *et al.* *Heat Treatment of Metals*[J], 2019, 44(2): 50-53.
- [45] JIANG H Y, ZHANG J Y, XIE B J, *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(19): 4332-4332.
- [46] LEI L, ZHAO Q Y, ZHU Q W, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 860: 144258.
- [47] LEI L, ZHU Q W, ZHAO Q Y, *et al.* *Materials Characterization* [J], 2023, 195: 112504.
- [48] DING L F, WANG H Y, ZENG Z B, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2024, 914: 147095.

- [49] LI F, ZHAN C, FAN C T, *et al.* *Materials Characterization*[J], 2025, 227: 115286.
- [50] 刘伟, 杜宇, 于振涛, 等. 西安工业学院学报[J], 2005(4): 67-70.
LIU W, DU Y, YU Z T, *et al.* *Journal of Xi'an Technological University*[J], 2005(4): 67-70.
- [51] ZHANG R Q, ZHAO Q Y, GUO D Z. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 236: 225-244.
- [52] ZHANG L, WANG Q, REN Q Y, *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2023, 879: 145231.
- [53] LI D, MENG Z C, SHEN Y Y, *et al.* *Vacuum* [J], 2024, 222: 113066.
- [54] 曹祖涵, 石晓辉, 范智渊, 等. 材料热处理学报[J], 2020, 41(11): 53-60.
CAO Z H, SHI X H, FAN Z Y, *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*[J], 2020, 41(11): 53-60.
- [55] 张德培. 具有 TWIP 效应的 Ti-15Mo 合金冲击性能研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2019.
ZHANG D P. *Research on Impact Properties of Ti-15Mo Alloy with TWIP Effect*[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2019.
- [56] WANG Q, SANG B, REN J, *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 174: 103920.