

TC21 钛合金的高温动态拉伸力学行为

宫旭辉¹, 王 宇¹, 夏源明¹, 葛 鹏², 赵永庆²

(1. 中国科学技术大学 近代力学系 中国科学院力学行为和材料设计开放实验室, 合肥 230027;

2. 西北有色金属研究院, 西安 710016)

摘 要: 在应变速率为 0.001~1 270 s⁻¹、温度为 298~1 023 K 条件下对魏氏组织和双态组织的 TC21 钛合金进行拉伸试验, 利用 SEM 对拉伸试样的断口进行观察。结果表明: TC21 钛合金的拉伸力学行为存在显著的温度和应变速率相关性; 当应变速率为 0.001 和 0.05 s⁻¹ 的屈服应力—温度曲线存在转折点, 且转折点温度随应变速率的增大而升高; 当温度低于转折点温度时, 相同氧含量的 TC21 钛合金和多晶纯钛的屈服应力具有相似的温度相关性; 微观组织影响屈服应力的幅值和拉伸塑性的大小, 但不影响屈服应力的温度相关性和应变速率相关性; 除魏氏组织在室温 0.001 s⁻¹ 时为穿晶和沿晶混合断裂外, 其他工况下的魏氏组织和双态组织均为穿晶韧性断裂; TC21 钛合金在拉伸变形过程中未出现绝热剪切带和形变孪晶。

关键词: 钛合金; TC21 钛合金; 微观组织; 魏氏组织; 双态组织; 动态力学行为; 应变速率

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Dynamic tensile behavior of TC21 titanium alloys at elevated temperatures

GONG Xu-hui¹, WANG Yu¹, XIA Yuan-ming¹, GE Peng², ZHAO Yong-qing²

(1. Department of Modern Mechanics, CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials,

University of Science and Technology of China, Hefei 230027, China;

2. Northwest Institute for Nonferrous Metals, Xi'an 710016, China)

Abstract: Tensile tests were performed on TC21 titanium alloy with Widmanstätten microstructure (W) and bimodal microstructure (BM) at temperature ranging from 298 to 1 023 K and strain rate ranging from 0.001 to 1 270 s⁻¹. The results show that the temperature and strain rate have significant effects on the tensile behavior of TC21. At low strain rates of 0.001 and 0.05 s⁻¹, a discontinuity is found in the yield stress—temperature curve. Below discontinuity temperature, the temperature dependence of the yield stress of TC21 is similar to that of cp-Ti that has the same interstitial solute concentration of oxygen. The microstructure affects the magnitude of yield stress and tensile ductility, but not the strain rate sensitivity and temperature sensitivity of the yield stress. The samples with Widmanstätten microstructure show a mixed manner of transgranular fracture and intergranular fracture at room temperature and strain rate of 0.001 s⁻¹, while under other conditions both microstructures show a manner of transgranular fracture. Neither adiabatic shear band nor deformation twinning is found in the tested samples.

Key words: TC21 titanium alloy; Widmanstätten microstructure; bimodal microstructure; microstructure; dynamic tensile behavior; strain rate

$\alpha+\beta$ 钛合金以其优异的性能被广泛地应用于多个领域, 这类钛合金的力学行为通常受到微观组织、温

度和应变速率的影响。在过去的几十年中, 对 $\alpha+\beta$ 钛合金在准静态及动态压缩下的力学行为已进行了一系

列的研究^[1-6]。MAJORELL等^[2]在对 Ti-6Al-4V 的高温低应变速率压缩实验中发现,屈服应力—温度曲线存在转折点,并给出了转折点产生的原因。NEMAT-NASSER等^[4],LEE和LIN^[5]在对 Ti-6Al-4V 的高温动态压缩实验中发现,流动应力具有明显的温度相关性和应变速率相关性,且温度相关性要大于应变速率相关性。此外,在变形机理方面,已有的研究表明,在 Al 含量为 6% 的 $\alpha+\beta$ 钛合金中,主要变形机制为位错滑移^[1-2],而在纯钛及部分钛合金中经常出现的形变孪晶只有在个别工况下(应变速率为 $5\,000\text{ s}^{-1}$)^[6]才会出现。NEMAT-NASSER等^[4]在对 3 种不同微观组织的 Ti-6Al-4V 的高温动态压缩试验中发现,微观组织结构仅影响应力的幅值,并不影响应力的温度相关性和应变速率相关性。

TC21 钛合金是一种由中国研制的高强、高韧损伤容限型 $\alpha+\beta$ 钛合金^[7],具有良好的综合力学性能,其 $\alpha+\beta$ 转变温度为 $(1\,223 \pm 5)\text{ K}$ 。目前的研究工作主要集中在 TC21 钛合金热处理工艺、微观组织结构和力学性能之间的关系上^[8-11]。冯亮等^[12]对 TC21 钛合金进行了应变速率为 $0.01\sim 50\text{ s}^{-1}$ 、温度为 $1\,173\sim 1\,373\text{ K}$ 的压缩试验,研究了 TC21 钛合金在不同温度区域内的变形机制。曲恒磊等^[13]对 TC21 钛合金进行了应变速率为 $0.01\sim 50\text{ s}^{-1}$ 、温度为 $973\sim 1\,373\text{ K}$ 的压缩试验,研究了不同变形条件下微观组织的变化及相应的变形机制。LI等^[14]对 Ti700(TC21 钛合金的早期编号)进行了应变速率为 10^4 s^{-1} 、温度为 $293\sim 1\,073\text{ K}$ 的压缩试验,研究压缩流动应力的温度相关性。这些研究工作表明,微观组织结构、温度和应变速率对 TC21 钛合金的压缩力学行为均有显著影响。但是,目前对 TC21 钛合金拉伸力学性能与微观组织及与应变速率和温度的相关性(尤其是在高温动态拉伸状况下)的研究未见报道。

本文作者通过对魏氏组织和双态组织 TC21 钛合金进行应变速率为 $0.001\sim 1\,270\text{ s}^{-1}$ 、温度为 $298\sim 1\,023\text{ K}$ 的拉伸试验,以揭示微观组织、应变速率和温度对 TC21 钛合金力学行为的影响。通过 SEM 观察,以揭示微观组织、应变速率和温度对拉伸试样断口形貌的影响;同时借助金相观察,以研究 TC21 钛合金在拉伸变形过程中是否形成绝热剪切带和形变孪晶。

1 实验

试验所用的 TC21 钛合金由西北有色金属研究院钛合金研究所提供,其化学成分如表 1 所列。坯料经

$\alpha+\beta$ 相区 $1\,203\text{ K}$ 锻造后分别进行不同的热处理以获得不同的微观组织,($1\,233\text{ K}$, 1 h , AC(Air cooling))+(873 K , 6 h , AC)热处理后得到魏氏组织(Widmanstatten microstructure, W);($1\,173\text{ K}$, 1 h , AC)+(823 K , 6 h , AC)热处理后得到双态组织(Bimodal microstructure, BM),2 种微观组织的形貌如图 1 所示。

表 1 TC21 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC21 titanium alloy (mass fraction, %)

Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Nb	Si
6.2	1.94	1.7	2.62	1.6	1.96	0.13
Fe	C	N	O	H	Ti	
0.03	0.08	0.014	0.09	0.001	Bal.	

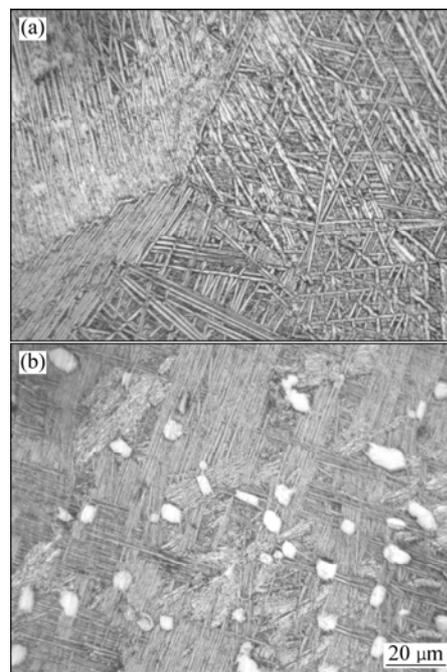


图 1 TC21 钛合金热处理后的微观组织形貌

Fig.1 Optical micrographs of TC21 titanium alloys after heat treatments: (a) Widmanstatten microstructure; (b) Bimodal microstructure

高温准静态拉伸试验(含室温)是在 MTS809 试验机上进行的,试验的应变速率分别为 0.001 和 0.05 s^{-1} ,试验的温度范围为 $298\sim 1\,023\text{ K}$ 。高温冲击拉伸试验(含室温)是在旋转盘式间接杆型冲击拉伸试验机^[15-16]上进行的,应变速率分别为 240 和 $1\,270\text{ s}^{-1}$,试验温度范围为 $298\sim 1\,023\text{ K}$,具体工况条件如表 2 所列。准静态及动态拉伸试件结构示意图分别如图 2(a)和(b)所示。

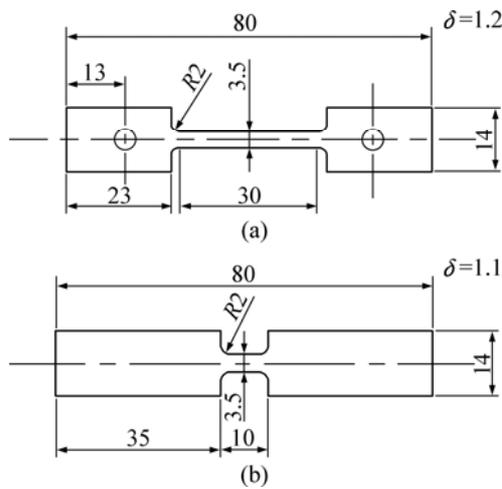


图 2 拉伸试件示意图

Fig.2 Schematic diagrams of tensile samples (mm, δ is thickness): (a) Quasi-static; (b) Dynamic

2 结果与分析

2.1 TC21 钛合金的动态力学性能

试验直接得到的 TC21 钛合金的拉伸工程应力—

工程应变曲线($\sigma^e = \sigma^e(\varepsilon^e)$, σ^e 是工程应力, ε^e 是工程应变), 按照关系 $\sigma = \sigma^e(1 + \varepsilon^e)$ 和 $\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon^e)$ 进行转换可得到相应的真应力—真应变曲线($\sigma = \sigma(\varepsilon)$, σ 为真应力, ε 为真应变), 结果如图 3 所示。从图 3 可以看出, 所有曲线均没有明显的屈服点, 因此, 本实验中用 $\sigma_{0.2}$ 代替 σ_s 。这与 PATON 等^[17]的结果不同, 所有曲线均未出现锯齿状流动, 表明在试验工况内并无动态应变时效出现。准静态加载时, 魏氏组织断裂应变随温度的升高而增大, 双态组织断裂应变随温度的升高先减小后增大; 动态加载时, 2 种组织的断裂应变均随温度的升高先增大后减小。

各个工况下的屈服应力 σ_s 、拉伸强度 σ_b 、失稳应变 ε_b (与 σ_b 相对应的应变) 和断裂应变 ε_f 如表 2 所示。

从图 3 和表 2 可以看出, 双态组织的屈服应力均高于魏氏组织的。LUTJERING^[18]认为影响 $\alpha + \beta$ 钛合金屈服应力的主要因素为 α 束域尺寸。 α 束域尺寸越小, 位错有效滑移长度越小, 屈服应力越高。 α 束域尺寸主要由热处理后的冷却速度和原始 β 晶粒大小决定, 冷却速度越快, 原始 β 晶粒越小, 则 α 束域尺寸越小。本实验所用的双态组织与魏氏组织经热处理后的冷却速度相同(均为空冷); 对于双态组织, 由于初生 α 相的存在, 原始 β 晶粒尺寸小于魏氏组织尺寸,

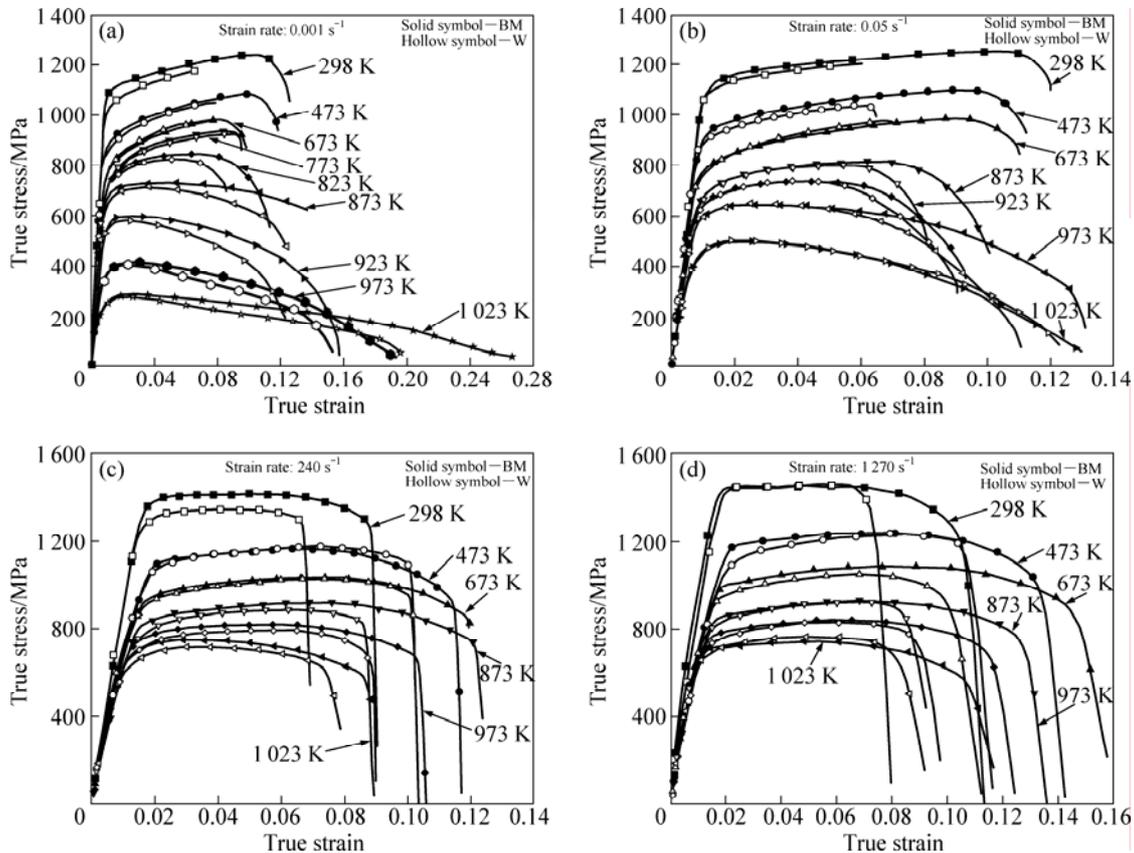


图 3 TC21 钛合金的拉伸真应力—真应变曲线

Fig.3 True stress—true strain curves of TC21 titanium alloy: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.05 s^{-1} ; (c) 240 s^{-1} ; (d) 1270 s^{-1}

表2 各工况条件下 TC21 钛合金的 σ_s 、 σ_b 、 ε_b 和 ε_f Table 2 Values of σ_s , σ_b , ε_b and ε_f for TC21 titanium alloy under various conditions

Strain rate/s ⁻¹	T/K	σ_s /MPa		σ_b /MPa		ε_b /%		ε_f /%	
		W	BM	W	BM	W	BM	W	BM
0.001	298	1 019	1 077	1 174	1 242	6.50	10.30	6.50	12.50
	473	843	852	1053	1086	7.74	9.79	7.82	11.79
	673	743	766	971	982	7.05	7.93	7.24	9.77
	773	686	698	927	933	8.75	8.42	9.51	9.68
	823	678	695	827	846	5.44	6.47	8.60	11.33
	873	631	663	715	729	3.60	4.22	12.41	13.75
	923	507	528	581	598	2.52	2.33	12.25	15.7
	973	317	324	409	418	2.34	2.52	15.28	19.3
1 023	199	206	281	288	2.12	2.75	19.75	27.0	
0.05	298	1 078	1 099	1 202	1 252	6.15	10.27	6.15	12.0
	473	888	909	1057	1098	7.30	9.10	7.62	11.24
	673	750	767	976	985	6.34	9.01	6.72	10.97
	873	657	667	804	815	5.41	6.11	8.25	10.07
	923	622	639	737	735	4.27	4.31	9.18	9.29
	973	574	584	651	647	2.62	3.16	11.12	12.67
	1 023	413	430	504	499	2.24	2.27	12.35	12.98
	240	298	1 259	1 357	1 348	1 414	4.82	5.27	6.71
240	473	1051	1068	1178	1165	7.58	6.35	10.11	11.73
	673	856	909	1031	1040	7.21	7.20	10.25	12.0
	873	740	803	893	921	6.70	7.45	8.82	12.35
	973	664	719	797	823	6.13	6.10	8.97	10.59
	1 023	616	656	716	750	3.77	3.46	7.92	9.08
	1 270	298	1 430	1 441	1 468	1 464	4.72	6.03	7.31
1 270	473	1 056	1 171	1 245	1 251	9.45	8.46	10.94	14.59
	673	925	1 005	1 061	1 101	7.42	9.03	10.21	15.84
	873	786	857	930	931	7.85	7.75	8.61	13.97
	973	695	721	842	851	6.54	7.33	9.33	12.71
	1 023	660	671	770	753	5.80	5.54	8.62	11.93

因此,双态组织的 α 束域尺寸要小于魏氏组织的,使得双态组织的屈服应力要高于魏氏组织的。

同时还可以看出,所有工况下双态组织的拉伸塑性均高于魏氏组织的。LUTJERING^[18]认为,影响 $\alpha+\beta$ 钛合金塑性的主要因素为 α 束域尺寸, α 束域尺寸越小,塑性越高。由于本实验中魏氏组织的 α 束域尺寸要大于双态组织的,同时魏氏组织原始 β 晶界的连续 α 相会进一步减小其塑性,因此,魏氏组织的拉伸塑性要低于双态组织的。

不同应变速率下魏氏组织与双态组织的屈服应力的温度相关性如图 4 所示。从图 4 可以看出,当应变速率为 0.001 和 0.05 s⁻¹ 时,两种组织的屈服应力—温

度曲线均出现转折点,当应变速率为 0.001 s⁻¹ 时,转折点温度约为 823 K;当应变速率为 0.05 s⁻¹ 时,转折点温度约为 923 K。这表明转折点温度随应变速率的增大而升高。应变速率为 240 和 1 270 s⁻¹ 的屈服应力—温度曲线在试验温度范围内未出现转折点(见图 4),这是受试验条件限制而造成的,只要升高试验温度,转折点仍可能出现;这反倒进一步说明了转折点温度随应变速率的增大而升高。

PATON 等^[17]发现,Al 含量为 6% 的钛合金的屈服应力—温度曲线在 870 K 左右出现转折点,并认为底面滑移向随机滑移的转变是转折点出现的原因。MAJORELL 等^[2]在对 Ti-6Al-4V 的高温低应变速率的

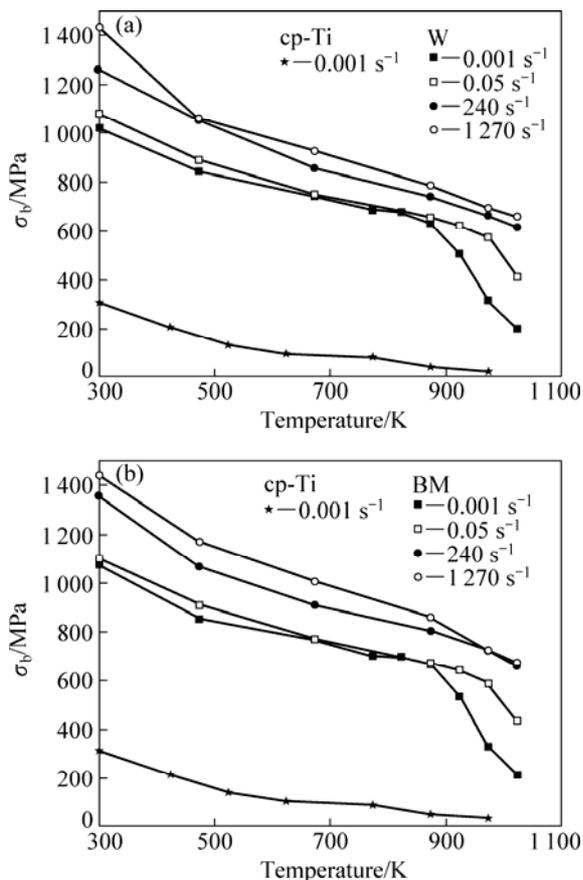


图4 在不同应变速率时多晶纯钛(cp-Ti)和 TC21 钛合金的拉伸屈服应力的温度相关性

Fig.4 Dependence of tensile yield stress on temperature for cp-Ti and TC21 titanium alloy at different strain rates: (a) cp-Ti and TC21 titanium with Widmanstatten microstructure; (b) cp-Ti and TC21 titanium with bimodal microstructure

压缩试验中发现屈服应力—温度曲线上也出现与应变速率相关的转折点,并给出了产生转折点的解释:首先,在铝含量为6%左右的钛合金中,存在促进底面滑移同时抑制其他滑移系开动的沉淀物 Ti_3Al , 约在800 K时 Ti_3Al 发生分解,使得受抑制的滑移系得以逐步开动;当温度增加到某一温度时,所有受抑制滑移系且与应变速率相关的临界剪应力趋于一致,使得开动的滑移系数目大幅度增加,导致屈服应力急剧下降,即出现屈服应力—温度曲线的转折点,且转折点温度随应变速率的增大而升高。上述解释对 TC21 钛合金在拉伸加载下屈服应力—温度曲线出现的转折点可能是成立的。

从图4还可以看出,双态组织与魏氏组织的屈服应力具有相似的温度相关性和应变速率相关性;魏氏组织的屈服应力要小于双态组织的屈服应力。这表明对于 TC21 钛合金,微观组织结构影响屈服应力的大

小,并不影响屈服应力的温度相关性和应变速率相关性。这与 NEMAT-NASSER 等^[2]的结论是一致的。

C、N 和 O 等间隙元素对 $\alpha+\beta$ 钛合金的力学行为有重要影响。MEESTER 等^[1]提出用氧含量 $w^{eq}(O)$ 统一表征 O、N、C 等间隙元素对钛合金力学行为的影响, O、N、C 的含量满足如下关系式: $w^{eq}(O)=w(O)+2w(N)+0.75w(C)$ (质量分数); 并发现,当温度低于 760 K 时,相同氧含量的纯钛与 Ti-6Al-4V 具有相同的温度相关性,其主要变形机制均为位错与间隙元素的热激活相互作用。

HUANG 等^[16]对多晶纯钛(cp-Ti)进行了不同温度下的拉伸试验,实验用 cp-Ti 中氧含量为 0.14%, 低于 TC21 钛合金的氧含量(0.18%)。为了比较相同氧含量时 cp-Ti 与 TC21 钛合金屈服应力的温度相关性,按照如下关系 $\sigma_{s1}/\sigma_{s2} = \sqrt{w^{eq1}(O)/w^{eq2}(O)}$ ^[6] 将 cp-Ti 中氧含量为 0.14% 的屈服应力转换为氧含量为 0.18% 的屈服应力,结果如图4所示。从图4可以看出,当应变速率为 $0.001 s^{-1}$ 、温度低于转折点温度时,相同氧含量的 cp-Ti 和 TC21 钛合金的屈服应力具有相似的温度相关性,这与 MEESTER 等^[1]的结论是一致的。

2.2 断口和金相观察

利用 SEM 对所有工况下 TC21 钛合金拉伸试样的断口形貌进行观察,部分典型照片如图5所示。从图5(a)和(b)可以看出,在常温准静态条件下,魏氏组织的断裂形式为穿晶断裂和沿晶断裂的混合断裂,而双态组织则为穿晶韧性断裂。随温度的升高,两种组织均为穿晶韧性断裂(见图5(c)和(d)),断口表面由韧窝组成且韧窝的直径和深度随温度的升高而增大。高应变速率下,魏氏组织和双态组织均为韧性断裂,且魏氏组织的韧窝深度大于相同温度下双态组织的韧窝深度(见图5(e)和(f)、(g)和(h))。由图5(b)和(f)、(d)和(h)可以看出,在相同温度下,双态组织韧窝的深度随应变速率的增大而减小;魏氏组织韧窝的深度随应变速率的变化并不明显(见图5(c)和(g))。

从图5还可以看出,从几何尺寸出发,魏氏组织和双态组织断口表面的韧窝均可分为细小韧窝和宽大韧窝。对于魏氏组织,细小韧窝可能是由单个 α 晶粒或 β 晶粒断裂形成的,宽大韧窝则可能是 α 束域断裂形成的;对于双态组织,细小韧窝可能是片状 α 晶粒或 β 晶粒断裂形成的,宽大韧窝则可能是等轴 α 晶粒或 α 束域断裂形成的。

从图5中还可以看出,两种组织断口表面均未发现与绝热剪切相关的局部熔化区域^[19]。金相观察表明,所有工况下的拉伸试样断口侧面未出现绝热剪切

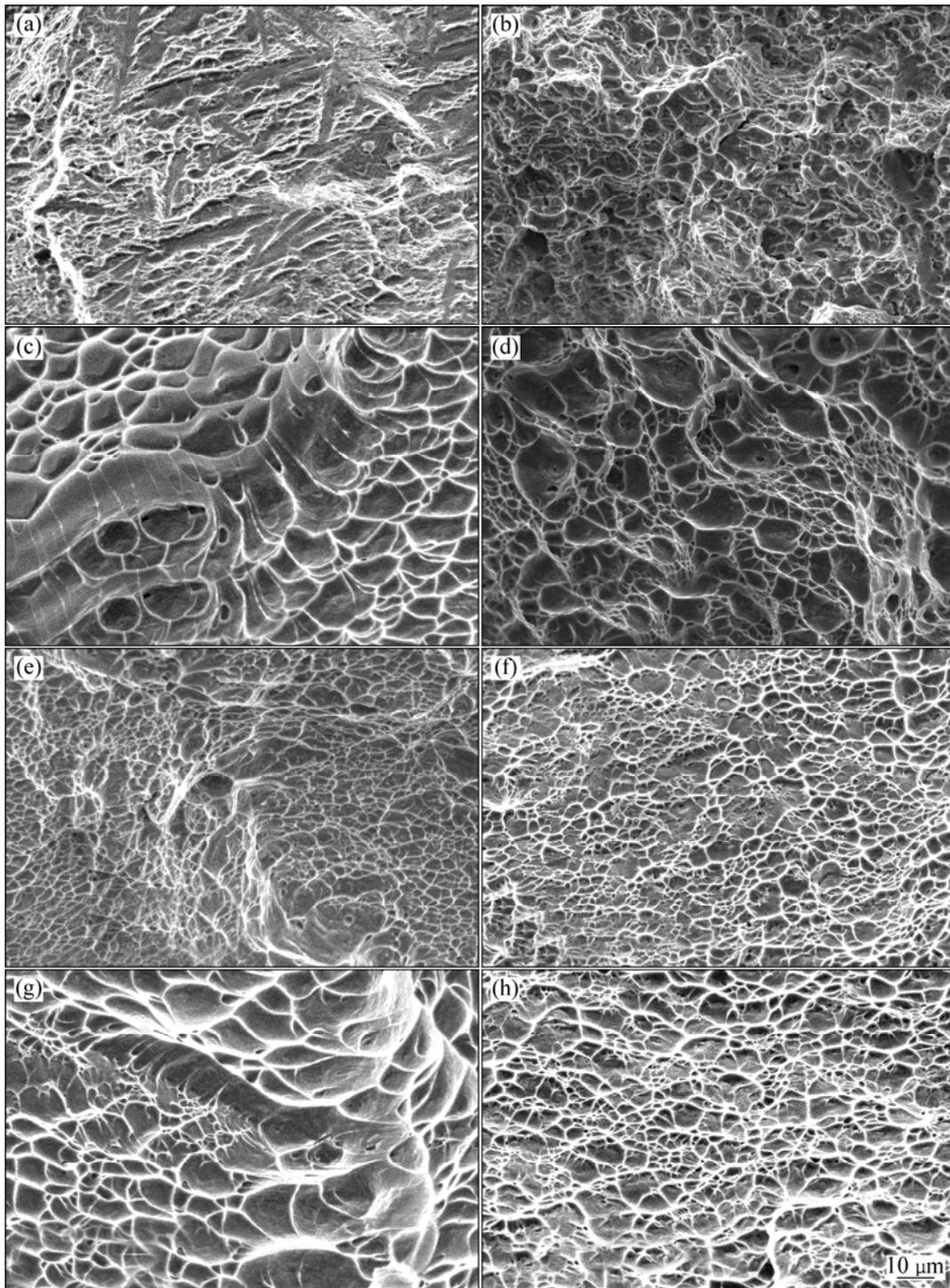


图5 TC21 钛合金拉伸试样的断口表面形貌

Fig.5 Morphologies of fracture surfaces of TC21 tensile samples: (a) W, 0.001 s^{-1} , 298 K; (b) BM, 0.001 s^{-1} , 298 K; (c) W, 0.001 s^{-1} , 873 K; (d) BM, 0.001 s^{-1} , 873 K; (e) W, 1270 s^{-1} , 298 K; (f) BM, 1270 s^{-1} , 298 K; (g) W, 1270 s^{-1} , 873 K; (h) BM, 1270 s^{-1} , 873 K

带(见图6)。MAKEL和EYLON^[19]在对Ti-6Al-4V准静态常温拉伸试样断口表面的观察中发现,等轴组织的Ti-6Al-4V拉伸试样断口表面存在由绝热剪切引起的局部熔化区域,并认为绝热剪切是导致Ti-6Al-4V

失效破坏的主要原因。此外,在其他Ti合金的压缩试验中也发现了绝热剪切现象^[1-2]。本实验中TC21钛合金在拉伸变形过程中未出现绝热剪切,其具体原因还有待进一步研究。金相观察表明,TC21钛合金在拉伸

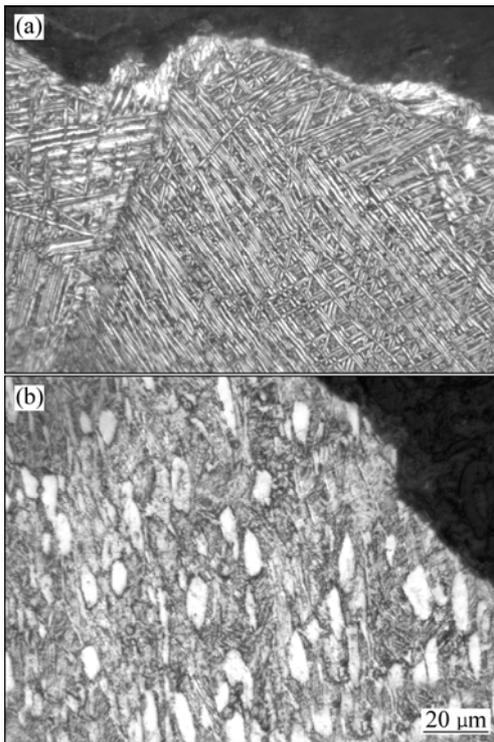


图6 在 $1\ 270\ \text{s}^{-1}$ 、 $298\ \text{K}$ 条件下试样断口侧面的金相照片
Fig.6 Metallographs of sections perpendicular to fracture surfaces of samples tested at $1\ 270\ \text{s}^{-1}$ and $298\ \text{K}$: (a) Widmanstätten microstructure; (b) Bimodal microstructure

过程中并未出现形变孪晶。

3 结论

1) 在试验温度和应变速率范围内, TC21 钛合金的拉伸力学行为存在显著的温度和应变速率相关性。不同应变率的屈服应力—温度曲线中存在转折点, 且转折点温度随应变速率的增大而升高; 双态组织的应力水平和拉伸塑性均高于魏氏组织的, 其主要原因为双态组织的 α 束域尺寸要小于魏氏组织的; 双态组织和魏氏组织的屈服应力具有相似的温度相关性和应变速率相关性, 表明微观组织结构不影响 TC21 钛合金屈服应力的温度相关性和应变速率相关性。

2) 当温度低于转折点温度时, 相同氧含量的 TC21 钛合金和 cp-Ti 的屈服应力具有相似的温度相关性, 表明在此温度范围内影响两者屈服应力温度相关性的机制为位错与 C、N 和 O 等间隙元素的相互作用。

3) 准静态加载和室温下魏氏组织为穿晶断裂和沿晶断裂的混合断裂, 随应变速率和温度的增大变为

完全的韧性断裂; 双态组织断裂方式均为韧性断裂。两种组织的韧窝从几何尺寸均可分为两类, 但其形成机理有所不同。两种组织韧窝的深度和尺寸均随温度的升高而增大。结合金相观察结果可认为, 在拉伸变形过程中两种组织均未出现绝热剪切带和形变孪晶。

致谢

感谢近代力学系龚兴龙教授在金相观察方面所给予的帮助。

REFERENCES

- [1] MEESTER B, DONER M, CONRAD H. Deformation kinetics of the Ti-6Al-4V alloy at low temperatures[J]. Metallurgical Transactions A, 1975, 6: 65-75.
- [2] MAJORELL A, SRIVATSA S, PICU R C. Mechanical behavior of Ti-6Al-4V at high and moderate temperatures—part : experiment results[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 326: 297-305.
- [3] MEYERS M A, SUBHASH G, KAD B K. Evolution of microstructure and shear-band formation in α -hcp titanium[J]. Mechanics of Materials, 1994, 17: 175-193.
- [4] NEMAT-NASSER S, GUO W G, NESTERENKO V F, INDRAKANTI S S, GU Y B. Dynamic response of conventional and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloys: experiments and modeling[J]. Mechanics of Materials, 2001, 33: 425-439.
- [5] LEE W S, LIN C F. Plastic deformation and fracture behavior of Ti-6Al-4V alloy loaded with high strain rate under various temperatures[J]. Mater Sci Eng A, 1998, 241: 48-59.
- [6] FOLLANSBEE P S, GRAY G T. An analysis of the low temperature, low and high strain-rate deformation of TI-6Al-4V[J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20: 863-874.
- [7] 赵永庆, 曲恒磊, 冯亮, 杨海瑛, 李辉, 张颖楠, 郭红超, 黄定坤. 高强高韧损伤容限型钛合金 TC21 研制[J]. 钛工业进展, 2004, 21(1): 22-24.
 ZHAO Yong-qing, QU Heng-lei, FENG Liang, YANG Hai-ying, LI Hui, ZHANG Ying-nan, GUO Hong-chao, HUANG Ding-kun. Research on high strength, high toughness and high damage-tolerant titanium alloy-TC21[J]. Titanium Industry Progress, 2004, 21(1): 22-24.
- [8] 张颖楠, 赵永庆, 曲恒磊, 李辉, 冯亮, 郭红超, 黄定坤. 热处理对 TC21 合金显微组织和室温拉伸性能的影响[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 34-38.
 ZHANG Ying-nan, ZHAO Yong-qing, QU Heng-lei, LI Hui, FENG Liang, GUO Hong-chao, HUANG Ding-kun. Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of TC21 alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(1): 34-38.
- [9] 朱知寿, 王新南, 董路, 刘东升. 新型 TC21 钛合金热处理

- 工艺参数与显微组织演变的关系研究[J]. 钛工业进展, 2006, 23(6): 24-27.
- ZHU Zhi-shou, WANG Xin-nan, TONG Lu, LIU Dong-sheng. Study on the relationship between heat treatment parameters and microstructures evolvement of new type TC21 titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2006, 23(6): 24-27.
- [10] FEI Y H, ZHOU L, QU H L, ZHAO Y Q, HUANG C Z. The phase and microstructure of TC21 alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 94: 166-172.
- [11] CHEN Ju, ZHAO Yong-qing, ZENG Wei-dong. Effect of microstructure on impact toughness of TC21 alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2007, 17(1): 93-98.
- [12] 冯 亮, 曲恒磊, 赵永庆, 李 辉, 张颖楠, 曾卫东. TC21 的高温变形行为[J]. 航空材料学报, 2004, 24(4): 11-13.
- FENG Liang, QU Heng-lei, ZHAO Yong-qing, LI Hui, ZHANG Ying-nan, ZENG Wei-dong. High temperature deformation behavior of TC21 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2004, 24(4): 11-13.
- [13] 曲恒磊, 赵永庆, 冯 亮, 奚正平, 李 辉, 夏源明. TC21 钛合金不同变形条件下的显微组织研究[J]. 航空工程, 2006(S1): 274-277.
- QU Heng-lei, ZHAO Yong-qing, FENG Liang, XI Zheng-ping, LI Hui, XIA Yuan-ming. Study on microstructure of TC21 alloy under different deformation conditions[J]. Journal of Materials Engineering, 2006(S1): 274-277.
- [14] LI Y L, GUO Y Z, HU H T, WEI Q. A critical assessment of high-temperature dynamic mechanical testing of metals[J]. International Journal of Impact Engineering, 2009, 36(2): 1-8.
- [15] XIA Y M, WANG Y. Dynamic testing of materials with the rotating disk indirect bar-bar tensile impact apparatus[J]. Journal of Testing and Evaluation, 2007, 35(1): 1-5.
- [16] HUANG W, ZAN X, NIE X, GONG M, WANG Y, XIA Y M. Experimental study on the dynamic tensile behavior of a poly-crystal pure titanium at elevated temperatures[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 443: 33-41.
- [17] PATON N E, WILLIAMS J C, RAUSCHER G P. Titanium science and technology[M]. New York: Plenum Press, 1973: 1049-1069.
- [18] LUTJERING G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α + β) titanium alloys[J]. Mater Sci Eng A, 1998, 243: 32-45.
- [19] MAKEL D D, EYLON D. The effect of microstructure on localized melting at separation in Ti-6Al-4V tensile samples[J]. Metallurgical Transactions A, 1990, 21: 3127-3136.

(编辑 龙怀中)