

次生片层 α 相宽度对双态组织 TC4 钛合金 动态压缩性能及其绝热剪切敏感性的影响

彭美旗, 程兴旺, 郑超, 杨凯文, 靳丹

(北京理工大学 冲击环境材料技术重点实验室, 北京 100081)

摘要: 研究了冷却速率对双态组织 TC4 钛合金中次生片层 α 相宽度的影响, 并利用分离式霍普金森压杆, 进一步研究了次生片层 α 相宽度对双态组织 TC4 钛合金动态压缩性能及其绝热剪切敏感性的影响。结果表明: 随着冷却速率的降低, 次生片层 α 相宽度随之增加; 在动态压缩实验条件下, 合金的动态抗压强度随着次生片层 α 相宽度的增加, 呈现逐渐降低的规律, 而塑性应变则随着次生片层 α 相宽度的增加, 呈现出逐渐增加的规律; 在强迫剪切实验条件下, 合金的绝热剪切敏感性随着次生片层 α 相宽度的增加, 呈现出逐渐降低的规律, 且各双态组织 TC4 钛合金均随着撞击杆初速的提高, 其绝热剪切敏感性增加。

关键词: TC4 钛合金; 次生片层 α 相; 动态压缩性能; 绝热剪切敏感性

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)07-1843-07

TC4 钛合金是典型的 Ti-Al-V 系双相钛合金, 具有密度小 (4.51 g/cm^3)、比强度高、熔点高、耐腐蚀性强、低温变形性能好等特点。因此, 其在航空航天、船舶、化工及常规兵器等领域中得到了广泛的应用^[1]。

钛合金按其显微组织中 α 和 β 两相的尺寸以及排列方式进行分类^[2], 可分为片层组织、等轴组织和双态组织。白新房等人^[3]研究了不同组织形态 TC4 钛合金的拉伸性能。研究表明: 双态组织 TC4 钛合金的强度最高, 且具有最优的强塑性匹配。同时, TC4 钛合金作为重要的结构件材料, 其服役环境通常在高应变率条件下, 故研究 TC4 钛合金在高应变率加载条件下的动态承载能力对其应用具有重要的参考价值。众多研究发现 TC4 钛合金在高应变率加载条件下, 极易产生绝热剪切现象, 裂纹在绝热剪切带内形核、长大和聚合, 最终导致材料断裂^[4-8]。TC4 钛合金的绝热剪切行为与其显微组织同样有着十分密切的联系。Lee 等人^[9]对等轴组织和双态组织 TC4 钛合金的动态变形行为和弹道冲击性能进行研究。结果表明: 双态组织的最大剪应力以及发生剪切失效时的应变均高于等轴组织, 且在等轴组织中更易产生绝热剪切带。胡阳光^[10]则利用分离式霍普金森压杆研究了 TC4 钛合金显微组织与其绝热剪切敏感性之间的关系。研究表明: 双态组织 TC4 钛合金具有最低的绝热剪切敏感性。由此可以看出, 双

态组织 TC4 钛合金具有更高的动态强度, 其绝热剪切敏感性最低。但是目前针对双态组织 TC4 钛合金, 多集中于研究初生等轴 α 相及转变 β 区的体积分数对其性能的影响^[11,12], 而关于合金中次生片层 α 相的宽度对其动态压缩性能及其绝热剪切敏感性的影响并未见报道。

本研究通过对 $(\alpha+\beta)$ 两相区固溶处理中冷却速率的控制, 获得了具有不同次生片层 α 相宽度的双态组织 TC4 钛合金。利用分离式霍普金森压杆, 进一步研究了次生片层 α 相宽度对双态组织 TC4 钛合金动态压缩性能及其绝热剪切敏感性的影响规律。

1 实验

所用原始材料为宝鸡钛业有限公司提供的经过普通热轧退火处理的 TC4 钛合金板材, 其名义成分为 Ti-6.42Al-4.17V-0.19Fe-0.02O-0.01C-0.02N-0.003H (质量分数, %), 由淬火金相法测得其转变 β 点为: $(993 \pm 5) \text{ }^\circ\text{C}$ 。

原始组织主要由等轴或拉长的初生 α 相以及晶间 β 相构成, 如图 1 所示。采用 SX-G12123 型厢式电阻炉对尺寸为 $150 \text{ mm} \times 75 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 的 TC4 钛合金原始板材进行 $(\alpha+\beta)$ 两相区固溶处理+时效处理。为了获得次生片层 α 相宽度不同而转变 β 区体积分数基本保持不变的双态组织 TC4 钛合金, 在热处理工艺中将对

收稿日期: 2016-07-10

作者简介: 彭美旗, 女, 1991 年生, 硕士生, 北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081, 电话: 010-68913951, E-mail: chengxw@bit.edu.cn

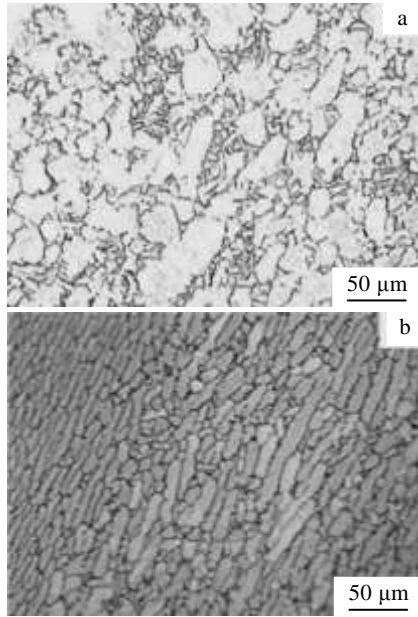


图 1 TC4 合金板材原始组织

Fig.1 Optical microstructures of TC4 alloy plates: (a) thickness direction and (b) rolling direction

固溶温度以及冷却速率进行同时调控，即选取固溶温度及冷却条件依次为：970 °C，水冷(970 W)；975 °C，油冷(975O)；980 °C，空冷(980A)，固溶温度下均保温 1 h，再经过时效处理，即在 550 °C 条件下保温 4 h 后空冷处理，最终获得了 3 种具有不同次生片层 α

相宽度的双态组织 TC4 钛合金。热处理工艺参数以及不同次生片层 α 相宽度双态组织 TC4 合金的定量分析结果列于表 1。

采用电火花线切割技术切取金相试样。试样经研磨抛光后，使用 Kroll 腐蚀液 (HF:HNO₃:H₂O=2:10:88) 腐蚀 6~8 s，采用 Zeiss Z10 光镜进行观察，并利用其附带的金相分析软件 Micro-image Analysis & Process 测量组织结构中各相的大小和比例等。依据国标 GBT228-2002 及 GBT 7314-2005，沿着板材轧制方向分别切取静态拉伸以及静态压缩试样。室温静态拉伸和压缩实验均在 Instron5985 万能材料试验机上开展，实验应变率为 10⁻³ s⁻¹。采用 Hitachi S-4800 型冷场发射扫描电镜对静态拉伸断口进行观察。

利用分离式霍普金森压杆对试样进行动态压缩及强迫剪切实验，得到不同应变率加载条件下试样的真应力-真应变曲线及电压-时间曲线，其实验原理及实验装置参阅文献[13]。动态压缩试样为柱形试样，强迫剪切试样为帽形试样，其尺寸如图 2 所示。并将实验后的帽形试样进行回收，将其沿纵截面剖开，经研磨、抛光、腐蚀后在 Zeiss Z10 光镜下观察其绝热剪切带形貌。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

通过对冷却速率和固溶温度进行同时调控，获得了具有不同次生片层 α 相宽度，而转变 β 区体积分数

表 1 TC4 合金热处理工艺参数以及各双态组织的定量分析结果

Table 1 Heat-treatment of TC4 alloys and the results of quantitative analysis of the bimodal microstructures

Designation	Solution treatment	Aging treatment	Microstructure	
			Volume fraction of transformed β /%	Width of α_s plates/ μ m
970W	970 °C/1 h, water quenching		82.0	0.73
975O	975 °C/1 h, oil cooling	550 °C/4 h, air cooling	78.4	1.25
980A	980 °C/1 h, air cooling		78.6	1.79

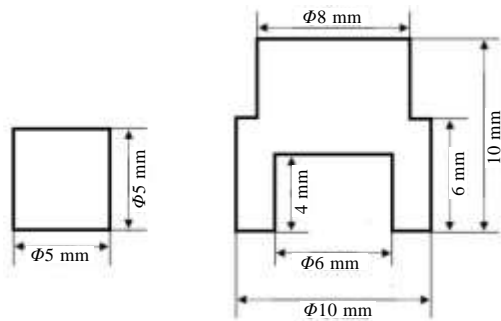


图 2 柱形试样和帽形试样尺寸图

Fig.2 Dimensions of the cylinder shaped specimen and hat shaped specimen

基本保持不变的 3 种双态组织 TC4 钛合金。各组织金相及其 SEM 照片分别如图 3 和图 4 所示。由图 3、图 4 及表 1 可以看到，3 种双态组织 TC4 钛合金均由初生等轴 α 相和转变 β 区组成，其中转变 β 区包括残余 β 相及次生片层 α 相。且随着冷却速率的降低，次生片层 α 相宽度呈现出明显增加的规律，通过金相分析软件测得 970W-980A 钛合金中的次生片层 α 相宽度依次为：0.73、1.25、1.79 μ m。

这是因为 α 相的析出是一个形核和长大的过程，形核的位置、晶核数量、长大速率与合金的成分及冷却条件有关^[14]。当冷却速率降低时，其过冷度随之减小，晶核首先在晶界形成，并且向 β 相内生长，较小

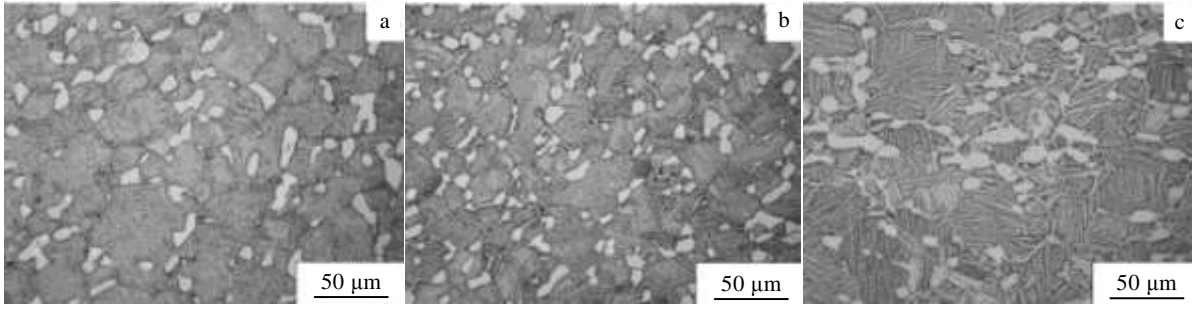


图 3 不同次生片层 α 相宽度双态组织 TC4 合金微观形貌

Fig.3 Optical micrographs of bimodal microstructures with different widths of secondary α phase (α_s) of TC4 alloy: (a) 970W, (b) 975O, and (c) 980A

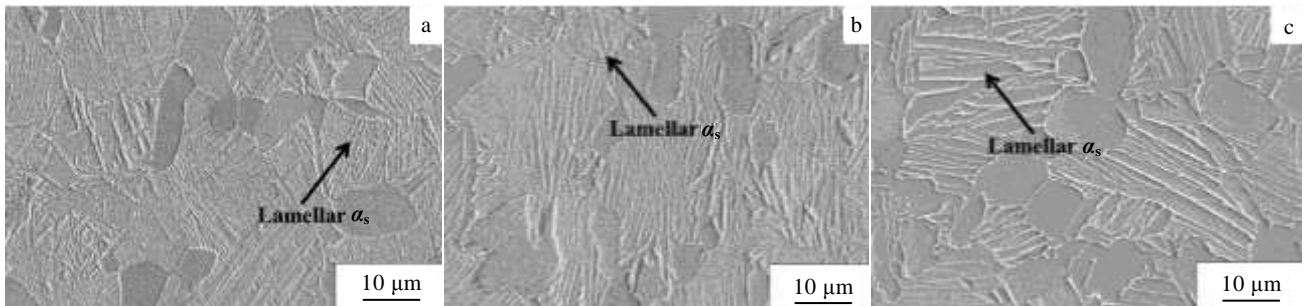


图 4 不同次生片层 α 相宽度双态组织 TC4 合金 SEM 形貌

Fig.4 SEM micrographs of bimodal microstructures with different widths of α_s of TC4 alloy: (a) 970W, (b) 975O, and (c) 980A

的过冷度使其有足够的时间长大并贯穿整个 β 晶粒。从另一个角度来说，则是较快的冷速可以在一定范围内抑制 $\beta \rightarrow \alpha$ 的转变，从而具有更多的残余 β 相。因此，降低冷却速率而提高固溶温度时，次生片层 α 相宽度随之增加，而转变 β 区体积分数基本保持不变。

2.2 静态力学性能

针对具有不同次生片层 α 相宽度的双态组织 TC4 钛合金，进行了洛氏硬度、室温静态拉伸性能以及室温静态压缩性能测试，其结果列于表 2。

图 5 则更加直观地反映出次生片层 α 相宽度对双态组织 TC4 钛合金静态力学性能的影响规律。由图 5 及表 2 可知，970W-980A 钛合金随着次生片层 α 相宽度的增加，其洛氏硬度、屈服强度、抗拉强度以及抗压强度均呈现出依次降低的规律，而断后伸长率则呈现出相反的规律，即随着次生片层 α 相宽度的增加而

增加。这是因为随着次生片层 α 相宽度的增加， α/β 相界相应减少，位错滑移阻力减小，位错难以塞积，故而具有较宽次生片层 α 相宽度的 980A 钛合金，其强度最低、塑性最好。

图 6 为不同放大倍数条件下 3 种双态组织 TC4 钛合金的静拉伸断口的宏微观形貌 SEM 照片。由图 6 可以看到，无论是在低倍数条件下还是在高倍数条件下，各双态组织 TC4 钛合金的静拉伸断口均呈现出以韧窝为特征的韧性断裂模式。这与拉伸实验结果中断后伸长率及断面收缩率相符合。

2.3 动态力学性能

利用分离式霍普金森压杆，针对具有不同次生片层 α 相宽度的双态组织 TC4 钛合金，开展了应变率分别为 2000、2500 和 3000 s^{-1} 的动态压缩性能的测试。3 种双态组织 TC4 钛合金在不同应变率下的真应力-

表 2 不同次生片层 α 宽度双态组织 TC4 合金的静态力学性能

Table 2 Static mechanical properties of the bimodal microstructures with different widths of α_s of TC4 alloy						
Designation	Hardness, HRC	$\sigma_{0.2}/MPa$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	Z/%	Ultimate compressive strength/MPa
970W	37.9	992	1080	12.8	40.3	1229
975O	36.3	957	1050	12.8	29.3	1207
980A	34.8	907	998	13.0	26.5	1123

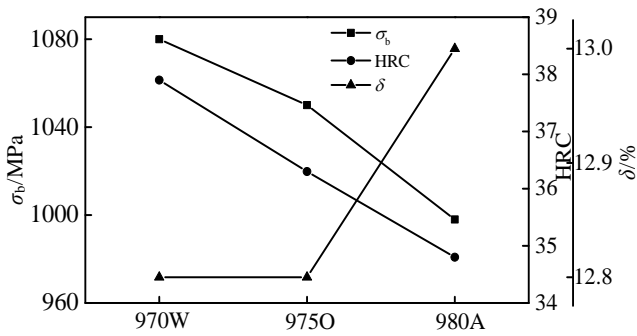


图 5 次生片层 α 宽度对双态组织 TC4 合金静态力学性能的影响

Fig.5 Effects of width of α_s on static mechanical properties of bimodal microstructures of TC4 alloy

真应变曲线如图 7 所示,且 3 种双态组织 TC4 钛合金在应变率为 10^{-3} s^{-1} 下的真应力-真应变曲线一并绘入图中。各高应变率下 3 种双态组织 TC4 钛合金的动态抗压强度、塑性应变和冲击吸收功经计算列于表 3。

由图 7a~7c 及表 3 可以看到,在同一高应变率条件下,970W、975O、980A 钛合金随着次生片层 α 相宽度的增加,其动态抗压强度呈现出依次降低的规律,而塑性应变则呈现出依次升高的规律,即 980A 钛合金具有最低动态抗压强度和最高的塑性应变。如应变率为 3000 s^{-1} 时,975O 钛合金的动态抗压强度为 1517 MPa,塑性应变为 0.193,较之 970W 钛合金,其强度降低了 4.8%,塑性应变则升高了 7.8%;980A 钛合金的动态抗压强度为 1469 MPa,塑性应变为 0.207,

较之 975O 钛合金,其强度进一步降低了 3.2%,塑性应变则进一步升高了 7.3%。由此可知,970W 钛合金具有最高的动态抗压强度及最低的塑性应变。但在应变率为 2500 s^{-1} 时,970W 钛合金的塑性应变出现反常升高,这一结果的出现可能与其试样在该应变率下并未发生剪切破坏相关。

除此之外,由图 7 还可以看到,当应变率由 10^{-3} s^{-1} 提高到 10^3 s^{-1} 时,3 种双态组织 TC4 钛合金在同一应变率下的流变应力均有大幅度提高,表明各双态组织 TC4 钛合金均是应变率敏感材料;当加载应变率处于 $2000 \sim 3000 \text{ s}^{-1}$ 这一高应变率范围时,970W、975O、980A 钛合金的流变应力均未呈现出明显变化,应变率强化效应均不明显。

2.4 绝热剪切敏感性

TC4 钛合金在高应变率加载条件下,往往会在材料内部形成绝热剪切带,从而诱发微裂纹和微孔洞的产生,最终会因为微裂纹和微孔洞的贯通连接而导致材料产生裂纹甚至断裂,发生剪切失效。这是因为在高应变率加载条件下,TC4 钛合金由于其低的热导率,导致材料在发生变形时所产生的大量热量无法及时传导而造成绝热温升,从而引起热软化效应,而当热软化效应超过了由于塑性变形引起的应变硬化和应变率强化效应时,则会形成局域化变形的区域,这个高度局域化的变形区域被定义为绝热剪切带。绝热剪切敏感性则表征了绝热剪切带形成的难易程度。通过强迫剪切实验,可以获得同一撞击杆初速条件下不同双态组织 TC4 钛合金的动态剪切电压-时间曲线。该曲线

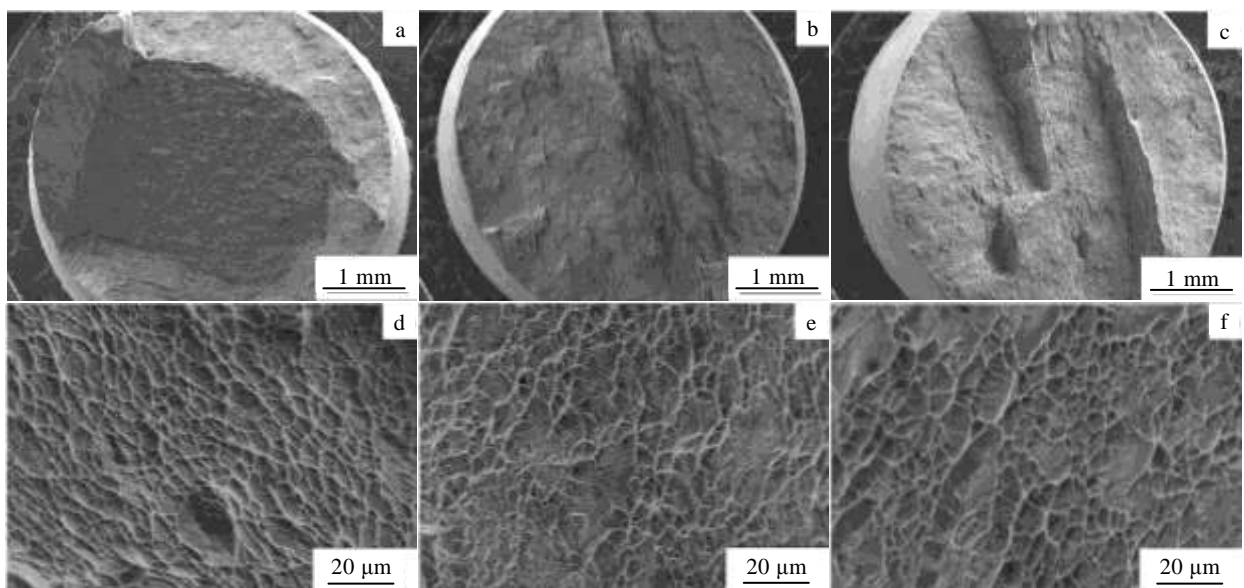


图 6 不同放大倍数条件下 3 种双态组织 TC4 合金的静拉伸断口 SEM 照片

Fig.6 SEM images of tensile specimens of bimodal microstructures of TC4 alloy: (a, d) 970W, (b, e) 975O, and (c, f) 980A

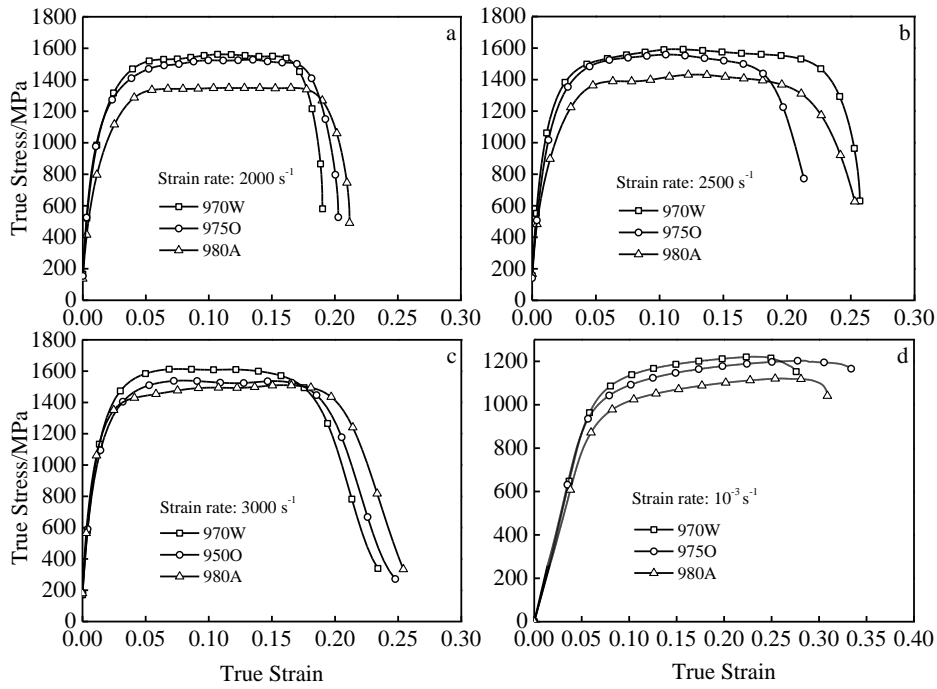


图 7 不同次生片层 α 相宽度双态组织 TC4 合金在同一应变率下的真应力-真应变曲线

Fig.7 Dynamic true stress-true strain curves of bimodal microstructures with different widths of α_s of TC4 alloy at the same strain rate: (a) 2000 s^{-1} , (b) 2500 s^{-1} , (c) 3000 s^{-1} , and (d) 10^{-3} s^{-1}

表 3 不同次生片层 α 相宽度双态组织 TC4 合金的动态压缩性能

Table 3 Dynamic compression properties of bimodal microstructures with different widths of α_s of TC4 alloy

Designation	Flow strength/MPa			Strain			Energy absorbed/MJ m^{-3}		
	2000 s^{-1}	2500 s^{-1}	3000 s^{-1}	2000 s^{-1}	2500 s^{-1}	3000 s^{-1}	2000 s^{-1}	2500 s^{-1}	3000 s^{-1}
970W	1541	1560	1591	0.174	0.230	0.179	251	341	269
975O	1500	1525	1517	0.183	0.184	0.193	260	264	277
980A	1337	1391	1469	0.195	0.214	0.207	245	281	254

可反映出材料从动态加载开始直至其发生绝热剪切断裂的承载时间，承载时间越长，表明材料绝热剪切敏感性越低，反之则表明其绝热剪切敏感性越高，因而可用此曲线表征材料的绝热剪切敏感性。

本研究利用分离式霍普金森压杆，针对具有不同

次生片层 α 相宽度的双态组织 TC4 钛合金，开展了撞击杆初速分别为 18.3、21.2 和 23.7 m/s 的强迫剪切试验。3 种双态组织 TC4 钛合金在不同撞击杆初速下的电压-时间曲线，如图 8 所示。图 9 则更加直观地反映出承载时间随着次生片层 α 相宽度和撞击杆初速的不

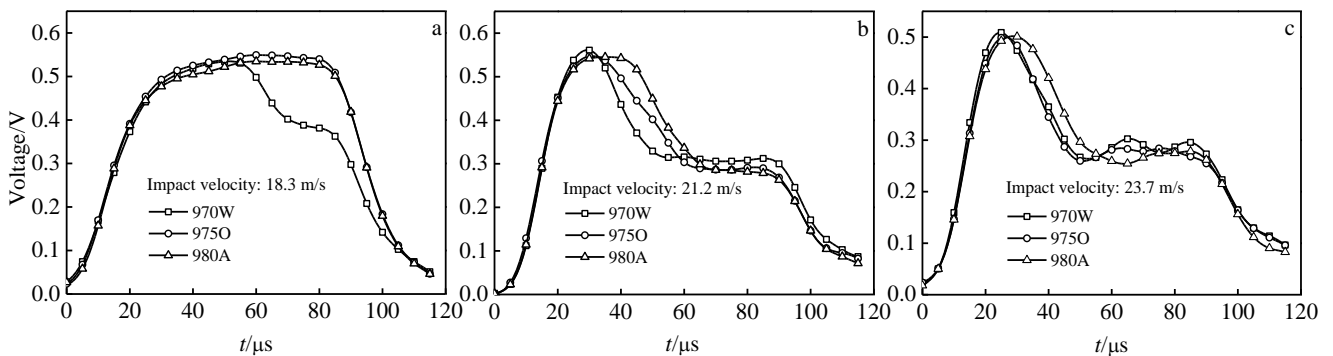


图 8 不同次生片层 α 相宽度双态组织 TC4 合金在同一撞击杆初速下的电压-时间曲线

Fig.8 Dynamic shearing voltage-time curves of bimodal microstructures with different widths of α_s of TC4 alloy at the same impact velocity: (a) 18.3 m/s, (b) 21.2 m/s, and (c) 23.7 m/s

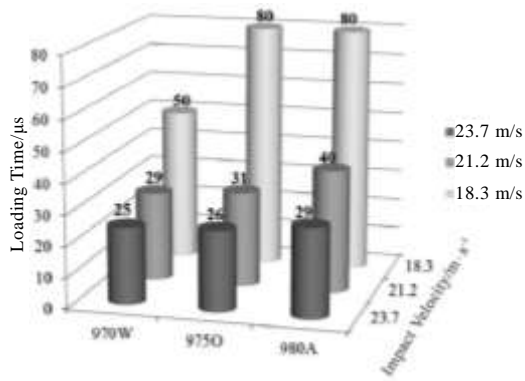


图 9 次生片层 α 宽度与撞击杆初速对 TC4 合金承载时间的影响

Fig.9 Effects of α_s width and impact velocity on the loading time of TC4 alloy

同所产生的规律性变化。

由图 8 和图 9 可以看到,当撞击杆初速为 18.3m/s 时, 975O 和 980A 钛合金的承载时间均为 80 μ s 并未发生剪切失效,而 970W 钛合金的承载时间仅为 50 μ s。表明其已发生剪切失效;当撞击杆初速为 21.2、23.7 m/s 时, 3 种双态组织 TC4 钛合金的承载时间均小于

80 μ s, 且随着次生片层 α 相宽度的增加, 承载时间呈现出依次增加的规律。在撞击杆初速为 21.2 m/s 时, 这种规律性的变化最为明显。在该撞击杆初速下, 970W 钛合金的承载时间为 29 μ s, 975O 钛合金的承载时间为 31 μ s, 980A TC4 钛合金的承载时间为 40 μ s。由此可知, 3 种双态组织 TC4 钛合金的绝热剪切敏感性随着次生片层 α 相宽度的增加, 呈现出依次降低的规律, 其绝热剪切敏感性由高到低依次为: 970W、975O、980A。

由图 9 还可以看到, 同一双态组织 TC4 钛合金随着撞击杆初速的提高, 其承载时间呈现出依次减小的规律。由此可知, 撞击杆初速也影响着材料的绝热剪切敏感性, 即绝热剪切敏感性随着撞击杆初速的提高而增加。

图 10 为 3 种双态组织 TC4 钛合金在撞击杆初速为 21.2 m/s 时的绝热剪切带微观形貌。从图 10 中可以明显地看到, 3 种组织试样中均产生了绝热剪切带, 且绝热剪切带的颜色均呈现出“白亮”特征, 即为“白亮带”, 这也证实了具有不同次生片层 α 相宽度双态组织 TC4 钛合金的失效均是由绝热剪切带的萌生扩展导致的。

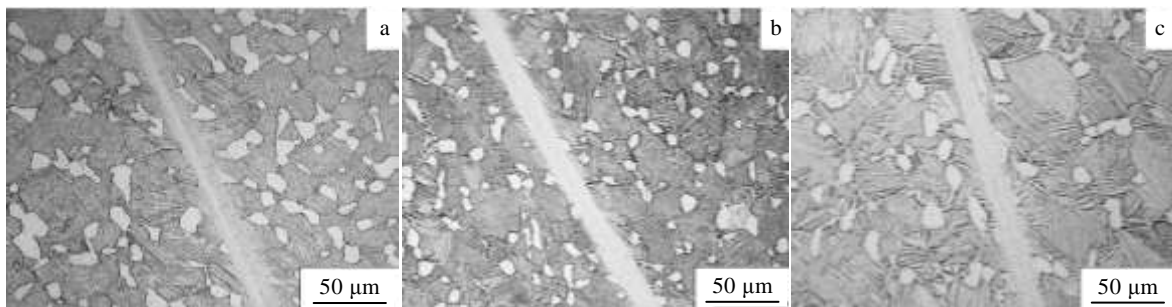


图 10 不同 α_s 片层宽度双态组织 TC4 合金在撞击杆初速 21.2 m/s 下剪切带微观形貌

Fig.10 Microscopic pattern of shearing band of bimodal microstructures of TC4 alloy under 21.2 m/s impact velocity: (a) 970W, (b) 975O, and (c) 980A

3 结 论

1) TC4 钛合金在 $(\alpha+\beta)$ 两相区固溶处理时, 降低冷却速率且提高固溶温度, 次生片层 α 相的宽度逐渐增加, 而此时转变 β 区的体积分数则基本保持不变。

2) 在动态压缩实验条件下, 双态组织 TC4 钛合金的动态抗压强度随着次生片层 α 相宽度的增加, 动态抗压强度呈现出逐渐减小的规律; 其塑性应变则随着次生片层 α 相宽度的增加, 呈现出逐渐增大的规律。

3) 在强迫剪切实验条件下, 双态组织 TC4 钛合金的绝热剪切敏感性随着次生片层 α 相宽度的增加,

绝热剪切敏感性呈现出逐渐降低的规律; 各双态组织 TC4 钛合金均随着撞击杆初速的提高, 其绝热剪切敏感性增加。

参考文献 References

[1] Zhang Baoyou(张宝友), Zhen Liang(甄良), Li Guo'ai(李国爱). *Aerospace Materials and Technology*(宇航材料工艺)[J], 2004(5): 44

[2] Christoph L, Manfred P. Translated by Chen Z H. *Titanium and Titanium Alloys*(钛与钛合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 11

- [3] Bai Xinfang(白新房), Zhao Yongqing(赵永庆), Zheng Cui-ping(郑翠萍) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2011, 28(3): 26
- [4] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [5] Liao S C, Duff J. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1998, 46(11): 2201
- [6] Xue Q, Meyers M A, Nesterenko V F. *Acta Materialia*[J], 2002, 50: 575
- [7] Zhuang Shiming(庄仕明), Feng Shuping(丰树平), Wang Chunyan(王春彦). *Chinese Journal of High Pressure Physics* (高压物理学报)[J], 1995, 9(2): 96
- [8] Wang Xuebin(王学滨). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(12): 1854
- [9] Lee D G, Lee S, Lee C S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34: 2541
- [10] Hu Yangguang(胡阳光). *Study on the Relation between Microstructure and Adiabatic Shear Sensitivity in Ti-6Al-4V* (TC4 钛合金微观组织与绝热剪切敏感性关系研究)[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2008
- [11] Liu Qinghua(刘清华), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(10): 2749
- [12] Lee D G, Lee Y H, Lee C S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36: 741
- [13] Hu Shisheng(胡时胜), Deng Detao(邓德涛). *Journal of Experimental Mechanics*(实验力学)[J], 1998(3): 9
- [14] Zhang Xiyan(张喜燕), Zhao Yongqing(赵永庆), Bai Chengguang(白晨光). *Titanium Alloy and Applications*(钛合金及其应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 115

Effects of Secondary α Phase Width on Dynamic Mechanical Properties and Sensitivity of Adiabatic Shear Banding in Bimodal Microstructures of TC4 Alloy

Peng Meiqi, Cheng Xingwang, Zheng Chao, Yang Kaiwen, Jin Dan

(National Key Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact,

Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: Dynamic mechanical properties and sensitivity of adiabatic shear banding of TC4 alloy with bimodal microstructures were investigated using Split Hopkinson Bar. The bimodal microstructures with different-width secondary α phase (α_s) were obtained via different heat treatment. The results show that the width of α_s increases with the decreasing of cooling rate. In dynamic compression experiments, the dynamic strength decreases as the width of α_s increases; while the dynamic strain exhibits an opposite trend. In forced shearing experiments, the sensitivity of adiabatic shear banding decreases as the width of α_s increases. Besides, the sensitivity of adiabatic shear banding increases for the same microstructure with the increasing of impact velocity.

Key words: TC4 alloy; secondary α phase; dynamic mechanical properties; sensitivity of adiabatic shear banding

Corresponding author: Cheng Xingwang, Post Doctor, Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68913951, E-mail: chengxw@bit.edu.cn