

TA15 钛合金等温局部加载各加载区的组织和性能

李志燕 黄旭 李兴无 齐立春

(北京航空材料研究院,北京 100095)

文 摘 研究了不同加载方式下 TA15 钛合金方坯先加载区、过渡区和后加载区的组织和力学性能。结果表明:只采用局部加载时,先加载区和后加载区的室温和高温性能优于过渡区的性能,各区的持久性能差别不大;采用先局部后整体的加载方式时,过渡区的室温和高温性能优于其他两个加载区,但过渡区的持久性能明显较差。只采用局部加载时,各区的组织性能优于先局部后整体加载时各区的组织性能。

关键词 TA15 钛合金,局部加载,力学性能,过渡区,微观组织

Tensile Properties and Microstructure of TA15 Titanium Alloy Parts With Local Loading

Li Zhiyan Huang Xu Li Xingwu Qi Lichun

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

Abstract Tensile properties and microstructure of the first loading region, last region and transition region of TA15 alloy parts with different local loading were studied by experiment. The result shows that the room and high temperature tensile properties of the first loading region and the last loading region are better than those of transition region, but the high temperature stress-rupture is no different when the local loading is applied. When a refined forming is added by whole loading after local loading process, the room and high temperature tensile properties of the transition region are better than those of the first and the last loading region, but the high temperature stress-rupture of the transition region is bad. When the local loading is applied only, the tensile properties and microstructure are better in comparison with those with local loading first and than with whole loading at last.

Key words TA15 titanium alloy, Local loading, Mechanical properties, Transition region, Microstructure

1 前言

由于钛合金大型整体构件易于实现轻量化而在航空航天领域有着越来越广泛的应用。等温局部加载技术可以有效降低成形载荷、控制材料的流动、提高材料成形性能而为钛合金大型整体构件成形提供了一种新的途径^[1-4]。等温局部加载是指在等温条件下仅向工件的某个局部施加载荷,通过变换加载位置来完成构件的成形。成形的每个阶段只是局部发生变形,而其余的未加载区则不发生变形,或发生间接变形,即成形过程中存在加载变形区、未加载区和过渡区。在局部加载过程中,锻件要经历复杂的加热和塑性变形过程,组织和性能不易控制。等温局部加载中,整个工件不同部位加载变形顺序有先后,先加载区在工件整个成形过程中存在空烧,合理的加载方式的选择是各区获得理想的微观组织和力学性能的重要手段。为此本文以试验为基础研究 TA15 钛合金局部加载成形过程中

各区的微观组织和力学性能。

2 实验

2.1 原材料

原材料为 TA15 钛合金方坯,尺寸为:380 mm×170 mm×43 mm,相变点为 990℃。材料原始组织照片如图 1 所示。

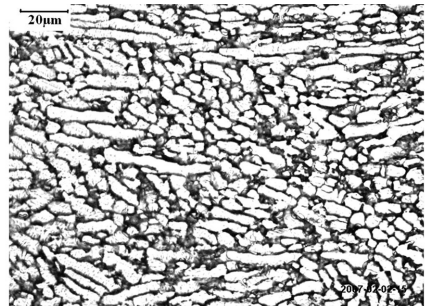


图 1 原始组织照片

Fig. 1 Picture of original structure

收稿日期:2009-11-04;修回日期:2009-12-23

作者简介:李志燕,1982 年出生,硕士,工程师,主要从事钛合金加工工艺的研究。E-mail:lizhiyan_2006@126.com

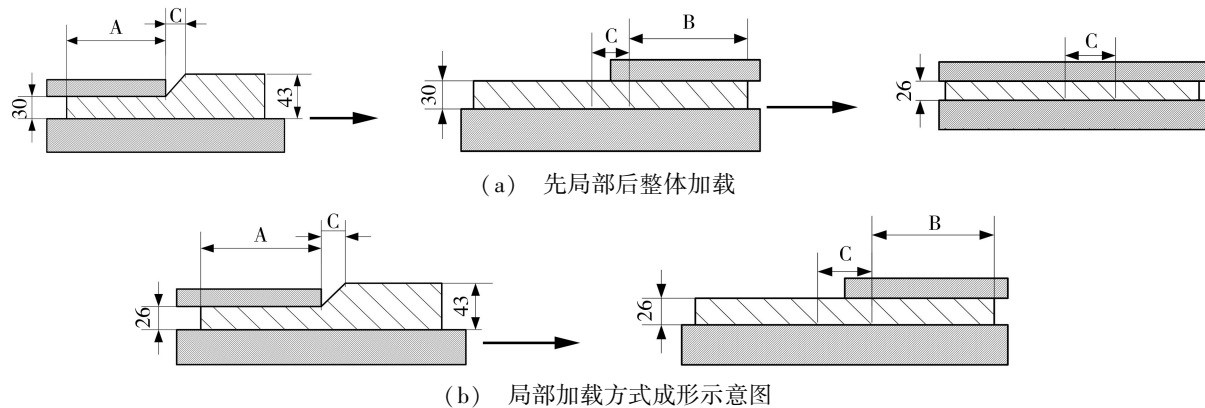
2.2 实验方案

局部加载试验示意图见图2。过渡区属于间接变形区,变形不均匀,不仅受加载参数的影响,还受加载区变形的牵制和未变形区的影响,通过 DEFORM 有限元软件按实际试验尺寸模拟测得不同变形方式变形后过渡区的宽度范围为 45 ~ 52 mm。试验在快锻机上完成,具体试验方案如下。

方案1:采用先局部后整体的加载方式,具体加载参数为:950℃加热 1.5 h 制坯,空冷,再将坯料在

950℃加热 1 h, A 区先从 43 mm 变形到 30 mm, 风冷, B 区从 43 mm 变形到 30 mm, 再整体从 30 mm 变形到 26 mm, 风冷。锻后采用 830℃ × 1 h 的热处理制度。

方案2:只采用局部加载方式,具体加载参数为:950℃加热 1.5 h 制坯,空冷,将坯料在 950℃加热 1 h, A 区从 43 mm 变形到 26 mm, B 区从 43 mm 变形到 26 mm, 风冷。锻后采用 830℃ × 1 h 的热处理制度。



(a) 先局部后整体加载

(b) 局部加载方式成形示意图

图2 局部加载过程示意图

Fig. 2 Schematic diagram of local loading mode

A-先加载区;B-后加载区;C-过渡区。

2.3 测试方法

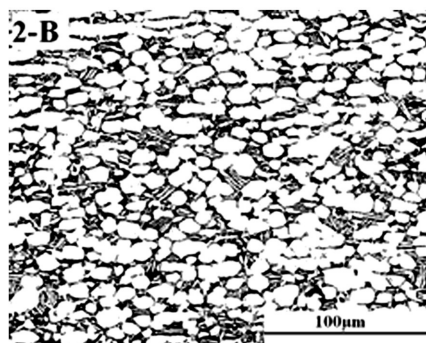
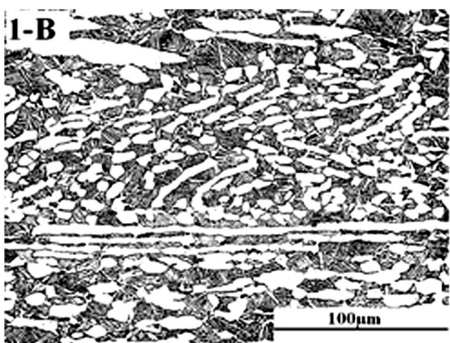
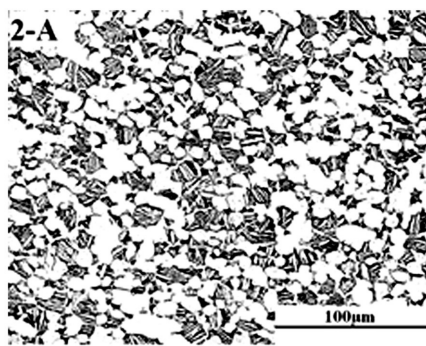
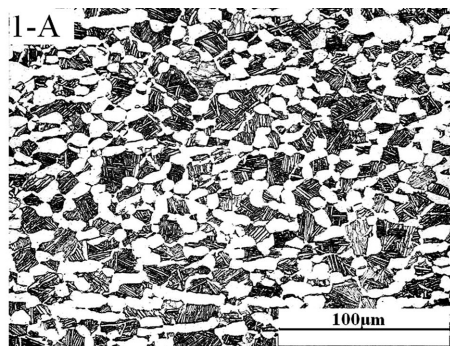
按 HB5143—80 在 ENST-1196 拉伸试验机上进行室温拉伸试验;按 HB5195—81 在 ENST-1196 拉伸试验机上进行高温拉伸试验;试验采用 M π-3T 拉伸机,

应力=470 MPa 按 HB 135150—96 进行拉伸。

3 结果分析

3.1 不同加载方式下各区的组织分析

采用不同加载方式工件各区的微观组织见图3。



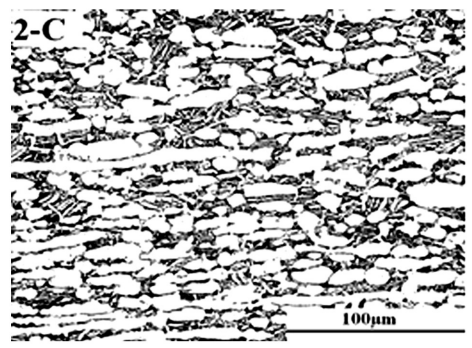
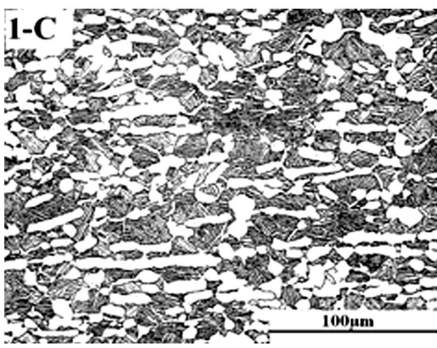


图3 不同加载方式下各区的微观组织照片

Fig.3 Picture of microstructure at different local loading mode

由各区的微观组织照片看出,只采用局部加载时,各区初生 α 相的比例较多,晶粒尺寸均匀细小,先局部后整体加载时晶界较为明显。1[#]锻件在950℃下锻造, β 转变基体上分布有层片状 α 相。先加载区的等轴 α 相明显球化长大,因为在第二火锻造时先加载区没有变形在950℃下空烧1h,随后的精整工序变形量不够大。再经过830℃退火处理,导致等轴 α 相球化长大。2[#]锻件在相同的锻造温度下,先加载区和后加载区的晶粒尺寸都较均匀,但是先加载区的初生 α 相的量略为减少。

3.2 不同加载方式下各区的力学性能分析

各加载区的力学性能见表1~表3。

采用先局部后整体的加载方式时,先加载区和后加载区的室温拉伸性能相当,但都没有过渡区的室温

拉伸性能好,只采用局部加载的方式时,各区的室温拉伸性能比先局部后整体加载的好,采用只局部加载的方式时过渡区的室温性能略低于其他两区。500℃拉伸性能分布规律与室温拉伸性能分布规律相似。

采用先局部后整体的方式加载时,各区的持久性能都较差,都达不到技术条件的要求。采用只局部加载方式时各区的持久性能基本都能达到技术条件要求。主要是由于采用只局部加载的变形方式时,次生 α 相分布混乱,不利于裂纹的扩展,而采用先局部后整体的方式加载时次生 α 相成平行的簇状。采用两种加载方式时,先加载区的持久性能比后加载区的略高,先加载区空烧时促进了次生 α 相的生成,阻碍了裂纹的扩展。

表1 不同加载方式下锻件各区的室温拉伸性能

Tab.1 Room tensile properties at different local loading mode

锻件号	纵 向					横 向				
	区域	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	Ψ /%	区域	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	Ψ /%
1 [#]	A	992	920	16.3	45.2	A	995	910	16.0	43.8
	B	998	925	14.7	45.3	B	1005	935	13.3	41.3
	C	1005	938	16.0	45.0					
2 [#]	A	1023	952	16.8	42.5	A	967	920	17.0	45.5
	B	1023	973	16.3	42.0	B	968	915	16.5	39.5
	C	1013	942	16.7	43.2					

表2 不同加载方式下锻件各区的500℃拉伸性能

Tab.2 Tensile properties of temperature 500℃ at different local loading mode

锻件号	纵 向					横 向				
	区域	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	Ψ /%	区域	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	Ψ /%
1 [#]	A	698	585	19.5	69.3	A	693	542	21.7	69.0
	B	702	562	19.8	66.8	B	710	568	20.3	63.8
	C	703	558	18.8	66.1					
2 [#]	A	727	605	18.0	68.0	A	697	555	20.8	62.2
	B	728	625	20.3	67.5	B	685	572	19.0	59.8
	C	720	585	19.5	66.0					

表3 锻件 500℃、470 MPa 持久性能¹⁾

Tab.3 High temperature stress-rupture at 500℃ and 470 MPa

锻件号	纵 向			平均断裂 时间/h	横 向			平均断裂 时间/h	
	区域	断裂时间/h			区域	断裂时间/h			
1#	A	<51	>51	>51	A 区	<51	<51	>51	<51
	B	<51	<51	<51	B	<51	<51	>52	<51
	C	<51	<51	<51					
2#	A	>52	>52	>52	A	>51	<51	>52	>51
	B	>51	>51	>51	B	>51	>51	>51	>51
	C	>51	>51	>51					

注:1)技术要求 ≥ 51 h。

4 结论

(1)采用先局部后整体的方式加载时,先加载区初生 α 相长大较明显,有明显的晶界;而只采用局部加载的方式加载时各区的晶粒尺寸均匀细小,各区微观组织差别不大。

(2)采用先局部后整体的方式加载时,过渡区的室温和高温性能较好且优于其他两区,但各区的持久性能较差,都达不到技术条件的要求。采用只局部加载的方式加载时各区的室温和高温性能都较好,各区的持久性能基本都能达到技术条件要求。

(3)通过比较两种不同加载方式下锻件的组织力学性能得出:采用只局部加载时锻件各区的组织和性能较好。

参考文献

(编辑 李洪泉)

(上接第 66 页)

是为了使合金在 α 单相区短时保温后通过随后的快速冷却降低片层组织的稳定性,从而使其在接下来的略高于共析转变温度(1 150℃)长时保温后,全片层组织全部转变成近 γ 组织,达到使粗大的铸造片层组织彻底分解,实现组织均匀化的目的。但为了防止 α 晶粒迅速长大,只能在略高于 T_{α} 的温度短时处理。因此将1 370℃/5 min/OQ+1 150℃/24 h/AC作为均匀化热处理制度是合理可行的。

3 结论

(1)1 370℃/5 min/OQ+1 150℃/6 h/AC均匀化热处理能有效消除凝固过程中由于晶内 β 稳定化元素Cr、W、Nb偏析形成的B2相。

(2)1 370℃/5 min/OQ+1 150℃/24 h/AC均匀化热处理可使粗大的铸造片层组织分解转变为细小近 γ 组织,B添加有助于等轴 γ 细晶析出。

参考文献

[1] Ignacio Gil, Maria A, Muñoz-Morris, et al. The effect of heat treatments on the microstructural stability of the intermetallic Ti-46.5Al-2W-0.5Si[J]. Intermetallics, 2001(9):373-385

[1] Welsch K, Kopp R. Incremental forging-a flexible forming technology which improves energy and material efficiency [J]. Aluminum, 1987,63(2):168-172

[2] Gao Shuangsheng. Research on isothermal local loading precision technology of rib/web forging parts [D]. Haerbin: School of Materials Science and Engineering, 2003:10-12

[3] Sturm J C, Welsch K, Mahlke M. Methods of saving energy and raw materials in the manufacture of integrated aircraft structural components [J]. Aluminum, 1987, 63(11):1157-1162

[4] Zhang S H, Wang Z R, Wang Z T, et al. Some new features in the development of metal forming technology [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 151(1/3):39-47

[2] Seishi Tsuyama, Shinji Mitao, Kuni Mimakawa. Alloy modification of γ -base titanium aluminide for improved oxidation resistance, creep strength and fracture toughness [J]. Materials Science and Engineering A, 1992, 153:451-456

[3] Cheng T T, Willis M R. Effects of aging on the microstructure and creep properties of γ -TiAl containing heavy alloying [J]. Scripta Materialia, 1998, 39(9):1255-1265

[4] Beddoes J, Zhao L, Au P, et al. The brittle-ductile transition in HIP consolidated near γ -TiAl+W and γ -TiAl+Cr powder alloys [J]. Materials Science Engineering A, 1995, 192/193:324-332

[5] Huang Z W. Scripta MATER, 2005, 52:1021

[6] Huang Z W, Voice W, Bowen P. // Winstone MR, editor. Titanium alloys at elevated temperature: structural development and service behaviour [M]. IOM; The University Press Cambridge, 2000:277

[7] Gil I, Muñoz-Morris M A, Morris D G. Intermetallics [J], 2001, 9:373

[8] 李臻熙. TiAl 基金组织控制对力学性能的影响 [D]. 北京航空材料研究院, 2000

(编辑 吴坚)