

不同锻造工艺对 TA15 棒材组织性能影响

李晓煜^{1,2}, 唐敏^{1,2}, 刘昕^{1,2}, 肖强^{1,2}, 秦海旭^{1,2}

(1. 攀钢集团研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000; 2. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300)

摘要: 采用自由锻和径锻工艺, 分别制备出直径 $\Phi 200$ mm 和 $\Phi 100$ mm 的两支 TA15 钛合金锻棒, 研究了锻造工艺对 TA15 锻棒组织和力学性能的影响。结果表明, 两种 TA15 锻棒不同位置的金相组织有明显差异, 径锻棒心部初生 α 相占比高, 初生及次生 α 相均呈现不规则变形组织形貌, 说明 $\Phi 100$ mm 锻棒中心发生变形。两支锻棒的 α 相含量从心部到边部逐渐减少, β 转变组织含量逐渐增多。退火后径锻棒的组织内存在大量块状 α 相和细小再结晶晶粒, 而自由锻锻棒组织无明显变化。经过径锻变形后, 锻棒的边部室温抗拉强度、面缩和冲击性能提升。细长的片层状组织提供了更多 α/β 相界面, 促进了高温扩散, 使得自由锻锻棒的高温力学性能低于径锻棒。

关键词: TA15; 自由锻; 径锻; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TF823

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)01-0057-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.01.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Studies on the influences of forging processes on the microstructures and properties of TA15 rods

Li Xiaoyu^{1,2}, Tang Min^{1,2}, Liu Xin^{1,2}, Xiao Qiang^{1,2}, Qin Haixu^{1,2}

(1. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. Chengdu Institute of Advanced Metallic Materials Technology and Industry Co., Ltd., Chengdu 610300, Sichuan, China)

Abstract: TA15 rods with the diameter of 100 mm and 200 mm were produced by free forging and radial forging respectively. In this study, the effects on the microstructures and mechanical properties of TA15 rods were investigated. It is shown that there are dramatic differences in the microstructures at different positions of two rods. Deformation occurs in the center of the radial forged rods with a considerable amount of primary α phase in the microstructure, ascertained by the irregular and deformed appearance of the primary and secondary α phases. The content of α phase in two rods is lowered from the center to the edge, while the amount of β transformation phases increase. The phase morphology change in the free forged rod is negligible after annealing. However, a great quantity of blocky α phase and tiny recrystallized grains appear in the microstructure of radial forged rod after annealing. The tensile strength, area reduction and impact energy of the rod are increased by radial forging. The long and thin lamellar structures provide more interfaces of α/β phases, promoting fast diffusion at high temperature and leading to the results that the high-temperature properties of free forged rod are worse compared to that of the radial forged rod.

Key words: TA15, free forging, radial forging, microstructure, mechanical properties

收稿日期: 2023-08-07

作者简介: 李晓煜, 1985 年出生, 女, 博士, 高级工程师, 主要从事钛合金材料研究, E-mail: lxy_rwth@163.com。

0 引言

TA15是一种名义成分为Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V的近 α 型钛合金,该合金不仅具有优良的热稳定性和焊接性,还具备了良好的加工性能,可制备成棒材、型材和板材等产品^[1]。作为中高强钛合金,TA15还具有较高的高温持久、抗高温蠕变性能,能够实现500℃下的长期服役。TA15也因此航空航天领域获得广泛应用,如制备飞机发动机叶片、机身结构件等^[2]。

TA15钛合金的力学性能受其微观组织影响,而微观组织又与合金的热变形工艺密切相关^[3-5]。决定钛合金性能的组织因素主要有 α 相和 β 相的形态及分布比例。 α 相为密排六方结构,滑移系少,变形困难;而 β 相为体心立方结构,滑移系多,更易塑性变形。通常认为,TA15钛合金经过 β 相区开坯和(α + β)两相区锻造后获得的双态组织具有良好的综合力学性能。谢力等研究了不同锻造工艺对TA15锻棒成品的组织性能的影响,通过大锻比将TA15棒材铸造组织均匀破碎,使再结晶更充分,从而提高了锻棒的室温和高温力学性能^[6]。王富强等研究了TA15钛合金大型锻坯的工艺、组织和性能,总结了初生 α 相与锻造加热温度和合金力学性能的关系^[7]。闵新华等研究了四种锻造工艺对TA15棒材组织和力学性能的影响^[8]。王哲等研究了锻造设备对TA15钛合金显微组织和性能的影响^[9]。由此可见,不同的锻造工艺对TA15棒材的组织性能存在一定影响。同时,大规模TA15钛合金棒材在锻造生产中容易出现组织不均匀造成力学性能波动大的问题。因此,研究TA15棒材在不同锻造工艺下的组织均匀性及力学性能演变规律具有重要的意义。尽管目前关于TA15锻棒的锻造工艺已有部分研究,但关于不同锻造方式对TA15锻棒进一步提高锻比的影响差异却鲜有报道。笔者通过在两相区对TA15钛合金铸锭分别进行自由锻和径锻,得到两种不同规格的TA15棒材,研究了不同锻造工艺对TA15棒材组织及力学性能的影响规律。

1 试验材料与方法

试验选用的TA15钛合金经过了三次3t真空自耗熔炼炉熔炼,采用直读光谱仪测试其铸锭化学成分,结果见表1。

钛合金相变点是决定锻造工艺的重要依据,采

用JMatPro热力学模拟计算软件,基于TA15合金成分计算得出TA15钛合金性质图,如图1所示。根据计算结果,平衡态下 β 相变温度(T_{β})为978.27℃。依据《GB/T 23605-2009 钛合金转变温度 β 测定方法》测得合金的相变点为982℃,与材料计算的结果相近。

表1 TA15钛合金铸锭化学成分
Table 1 Chemical composition of TA15 ingot %

Al	Mo	V	Zr	O	Fe	Ti
6.50	1.72	2.41	2.03	0.12	0.21	Bal.

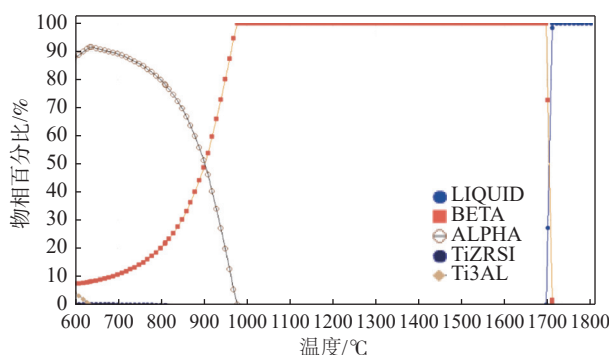


图1 TA15钛合金性质

Fig. 1 Diagram of the thermodynamic properties of TA15

以自由锻方式,采用45MN压机将TA15铸锭在 β 相区进行锻拔开坯后,在低于相变点40℃的(α + β)两相区开展多火次锻拔锻造,确保 β 晶粒充分破碎和组织均匀,最后形成两支 $\varnothing 200$ mm锻棒。其中一支 $\varnothing 200$ mm锻棒通过18MN精锻机继续径锻成 $\varnothing 100$ mm锻棒。所有试验锻棒均未退火。

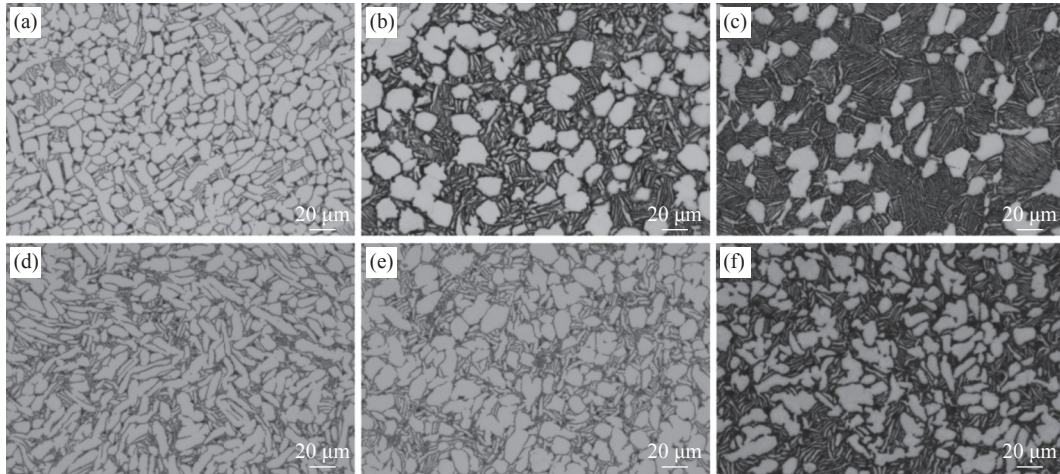
从两种工艺的TA15棒材中各切取长度为200mm试样棒,依次在棒材心部、D/4处和边部三处选取进行力学性能和组织检测的试样。常温力学性能试样采用850℃×1h/空冷方式处理后,分别使用Instron AUTO-T万能试验机和SANS ZBC2602冲击试验机测试其纵向室温拉伸性能和边部冲击性能(U型)。在棒材边部取高温拉伸和高温持久试样,采用相同退火工艺后,在TSE305D高温拉伸试验机上测试TA15钛合金在500℃的拉伸性能,采用CTM504-B1高温蠕变持久试验机测试TA15棒材在470MPa、500℃下的持久寿命。对于观察组织的试样,采用180#~800#砂纸打磨,再进行10min机械自动抛光,抛光液为粒度40nm的SiO₂悬浊液。对抛光面采用Kroll试剂(1%~3%HF+2%~6%HNO₃水溶液)进行腐蚀。采用ZEISS Axiocam 512光学显微镜和JEOL 7900F扫描电子显微镜对试样进行微观组织观察。

2 试验结果与讨论

2.1 锻态及退火态显微组织

两种锻造工艺生产的直径 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 和 $\text{Ø}100\text{ mm}$ 的 TA15 锻棒中心、 $D/4$ 和边部位置的金

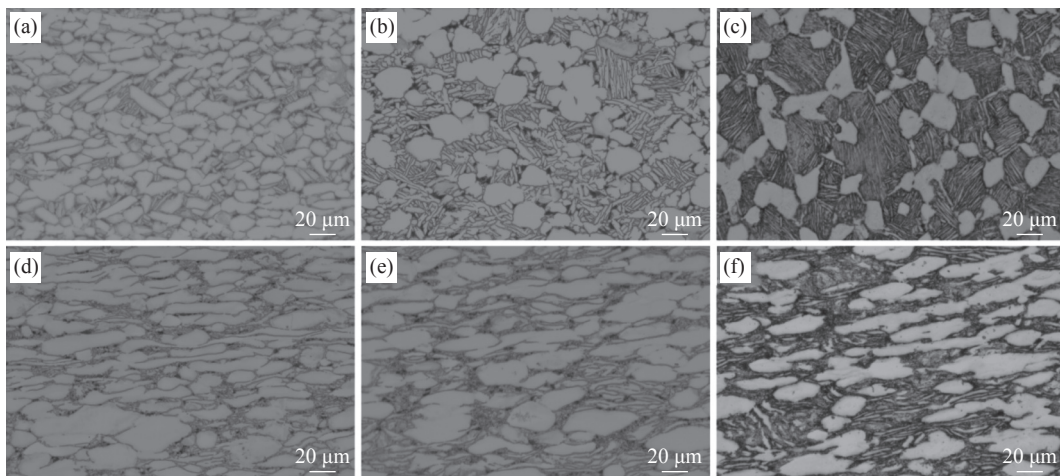
相组织见图 2、3。由图 2、3 可知, 锻棒金相组织中原始的 β 晶粒被完全破碎, 无明显的 β 相晶界。但两种锻棒组织存在较大差异, 并且同支锻棒的组织形貌与取样位置有很大关系。



$\text{Ø}200\text{ mm}$: (a)中心; (b) $D/4$; (c)边部; $\text{Ø}100\text{ mm}$: (d)中心; (e) $D/4$; (f)边部

图 2 两种锻造工艺下 TA15 锻棒不同位置的横向显微组织(未退火)

Fig. 2 Microstructures of TA15 rods at different positions on the cross sections by two forging processes (without annealing)



$\text{Ø}200\text{ mm}$: (a)中心; (b) $D/4$; (c)边部; $\text{Ø}100\text{ mm}$: (d)中心; (e) $D/4$; (f)边部

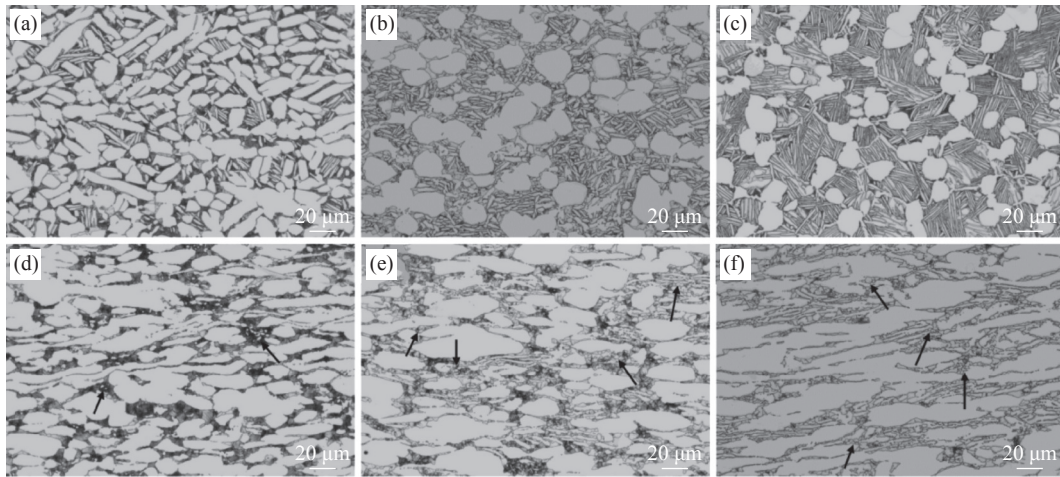
图 3 两种锻造工艺下 TA15 锻棒不同位置的纵向显微组织(未退火)

Fig. 3 Microstructures of TA15 rods at different positions in the longitudinal direction by two forging processes (without annealing)

其中, 自由锻的 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒在心部的组织为等轴初生 α 相和被拉长变形的棒状 α 相, 以及很少量的 β 转变组织, β 转变组织包括次生 α 相和残余 β 相, 初生 α 相含量在心部占比约为 66%。 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒的 $D/4$ 和边部微观组织都是由等轴 α 相和 β 相转变组织构成, $D/4$ 处组织中等轴 α 相占比约为 48%, 平均晶粒直径为 $17.3\ \mu\text{m}$ 。边部组织是典型的双态组织, 初生 α 相含量较低, 占比约为 17%, 平均

晶粒直径为 $15.4\ \mu\text{m}$, 次生针状 α 相较 $D/4$ 处更细小。这是由于 TA15 锻棒的中心、 $D/4$ 和边部的冷却速率存在差异, 边部冷速最快, 而中心冷速最慢, 为心部初生 α 相的长大提供了充足时间。左正等研究指出, 加热温度主导了片层 α 相尺寸的变化^[10]。在两相区塑性变形过程中, 随着边部向心部温度的升高, 片层状 α 相通过 α/β 相界的迁移来消耗周围的 β 相, 从而发生粗化^[11]。将 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒径锻成 $\text{Ø}100\text{ mm}$

的锻棒后,其金相组织发生了明显的变化:心部组织主要为条状的初生 α 相、少量的次生 α 相和残余 β 相,初生 α 相占比67%。在 $\varnothing 100$ mm棒材的横向组织中,条状 α 相排列方向差异大,组织形貌更接近于网篮组织; $D/4$ 处等轴化程度显著提高,初生 α 相占比55%,平均晶粒尺寸为14.2 μm ;在边部组织中,初生 α 相含量降低,而且形状不规则,其占比约为25%,平均晶粒尺寸为11.5 μm ;组织中 β 转变相占比提高。这说明与 $\varnothing 200$ mm锻棒不同的是, $\varnothing 100$ mm锻棒中心发生了明显的变形(见图3(d)),并且由于径锻温度较自由锻低,再结晶动力减弱^[12],因此边部发生的再结晶也无法完全消除变形的条状初生 α 相组织。总体来看,初生 α 相含量从心部到边部逐渐减少,次生 α 相含量变化趋势则相反。



$\varnothing 200$ mm: (a)中心; (b) $D/4$; (c)边部; $\varnothing 100$ mm: (d)中心; (e) $D/4$; (f)边部

图4 两种锻造工艺下TA15锻棒不同位置的纵向显微组织(退火后)

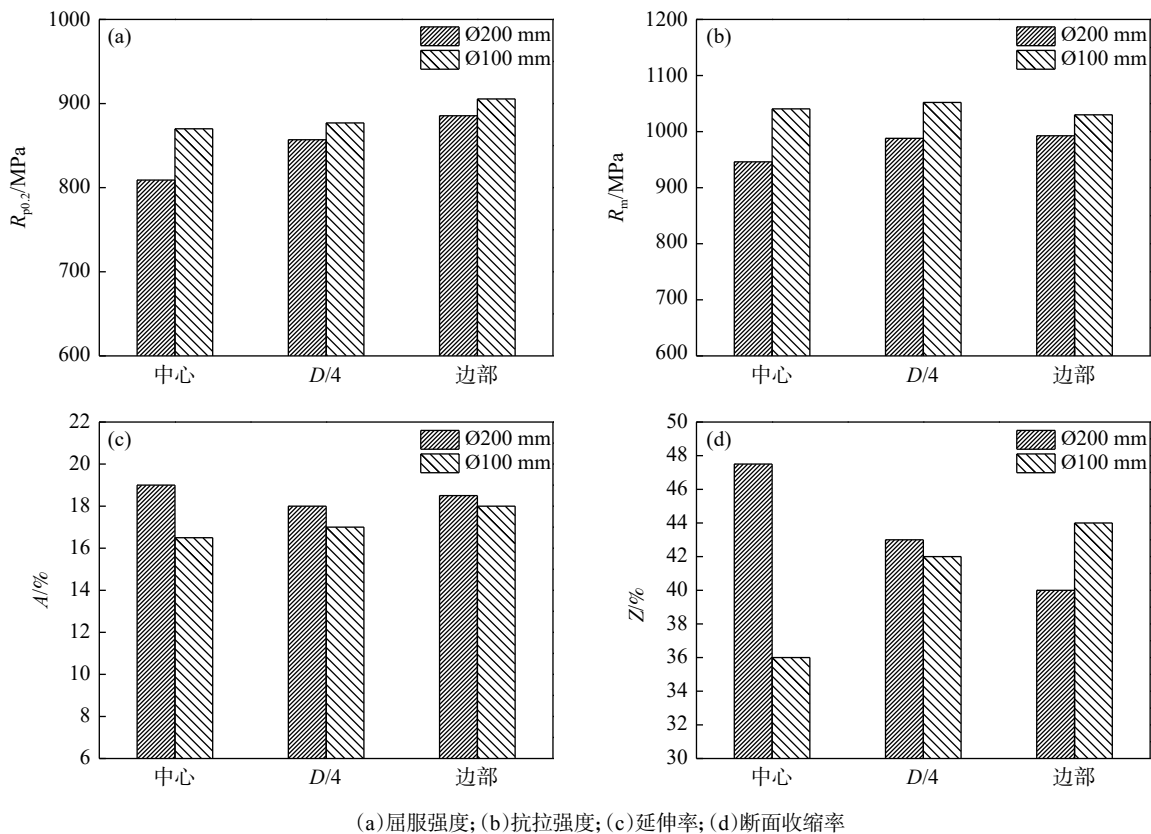
Fig. 4 Microstructures of TA15 rods at different positions in the longitudinal direction by two forging processes (after annealing)

2.2 室温力学性能

TA15锻棒在锻棒中心、 $D/4$ 和边部位置的室温拉伸性能如图5所示。对于 $\varnothing 200$ mm锻棒,其心部强度为946 MPa,而边部强度达到992.5 MPa,较心部高出46.5 MPa。同时,随着强度从心部到边缘逐渐增加,断面收缩率则由心部的47.5%降低到边部的40%。TA15钛合金的力学性能与显微组织密切相关,合金的强度是由初生 α 相和片层状次生 α 相的含量和形貌共同决定^[14]。TA15合金的塑性变形是以位错滑移为主,滑移系会优先在初生 α 相中启动^[15]。因而初生 α 相对变形过程起协调作用,推迟了空洞形核和长大,使合金在断裂前产生更大的变形,对应 $\varnothing 200$ mm锻棒心部塑性的提升。同时,当裂纹穿过锻棒心部组织中初生的等轴或短棒状 α

通过对退火后两种TA15棒材的纵向金相试样分析可知(见图4), $\varnothing 200$ mm锻棒经过850 $^{\circ}\text{C} \times 1$ h空冷退火后,各位置的微观组织并无明显变化。但 $\varnothing 100$ mm锻棒的边部组织出现显著改变,原有的长条状初生 α 相和片层状次生 α 相发生吞并和长大,形成了块状、大尺寸的 α 相组织(见图3(f)和图4(f))。韩飞云等研究表明,ZTA15退火消除了残余应力,组织均匀性明显增强,力学性能更趋于稳定^[13]。同时, $\varnothing 100$ mm锻棒中心、 $D/4$ 处和边缘位置的组织中均可观察到退火再结晶后的细小晶粒(见图(d)~(f))。这说明锻造比增大后,降低了合金再结晶温度,同时组织内部位错、空位等点阵畸变密度增大,为再结晶提供了更多的形核点和驱动力。

相时(见图4(a)),裂纹扩展路径转变小,断裂过程能量消耗低^[16-17],导致抗拉性能较低。简言之,组织中等轴 α 相含量越多,合金抗拉强度越低,塑性越高^[18]。另一方面,由于 $\varnothing 200$ mm锻棒边部呈现双态组织,裂纹通常会沿着 α/β 相界面扩展,当裂纹扩展方向与 α/β 相界面不同时,将减缓裂纹的扩展速率或改变裂纹扩展方向^[19-20]。因此 $\varnothing 200$ mm锻棒边部组织中大量不同取向的片层状 α 集束不仅增加了 α/β 相界面总数,在变形过程中次生 α 相还会导致位错塞积,阻碍裂纹扩展,并消耗更多的能量^[21],使合金抗拉强度提高。此外,次生 α 相的片层厚度越大,强度越低^[22]。从图4(a)~(c)可看出, $\varnothing 200$ mm锻棒的中心及 $D/4$ 处次生 α 相厚度明显高于边部,因而边部的室温抗拉强度最大。



(a)屈服强度; (b)抗拉强度; (c)延伸率; (d)断面收缩率

图 5 TA15 锻棒不同位置的常温拉伸性能

Fig. 5 Tensile properties of TA15 rods at different positions

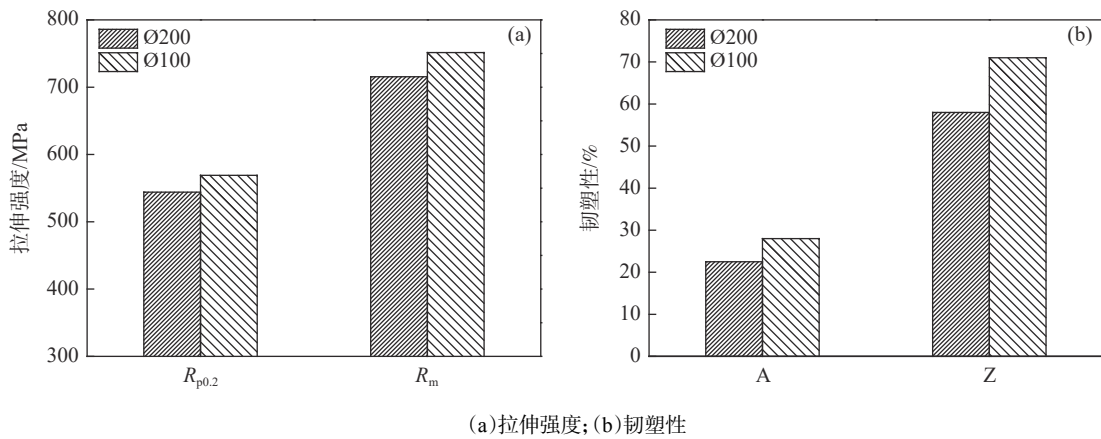
与 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒相比, $\text{Ø}100\text{ mm}$ 锻棒不同位置的屈服和抗拉强度均有所提高,同时具有较好的延伸率和断面收缩率。这说明锻造比增大提升了棒材整体的室温力学性能^[7]。除抗拉强度外, $\text{Ø}100\text{ mm}$ TA15锻棒的屈服强度、延伸率和面缩率从心部到边部逐渐增加。这是由于锻棒边部组织中细小的再结晶 α 相含量高,促进了合金塑性变形,提高了锻棒的韧塑性。

测试表明: $\text{Ø}100\text{ mm}$ TA15锻棒的室温冲击功可达到 47.2 J ,明显高于 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒的 41 J 。与 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒边部组织相比, $\text{Ø}100\text{ mm}$ 锻棒组织中形貌规则的等轴 α 相占比很小,大多数为长条状的变形 α 相。冲击断裂过程中,裂纹主要更趋于沿着 α 相晶界扩展^[23],因此 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒中等轴初生 α 相占比较多时,裂纹扩展能量消耗少,冲击功小。

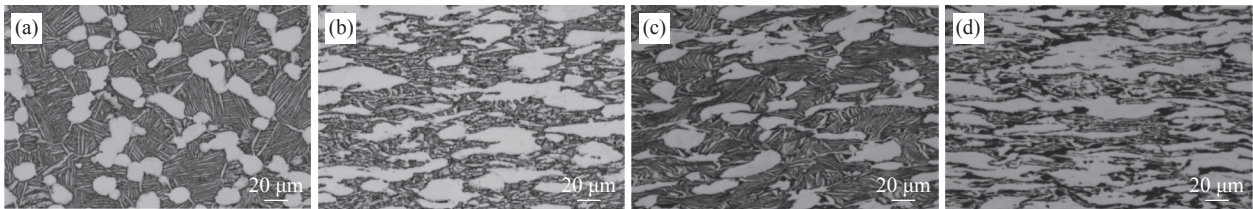
2.3 高温力学性能

TA15作为一种航空航天用钛合金,不仅需要具备良好的室温性能,同时还要具有较高的高温强韧性。图6为两种TA15锻棒经过 $850\text{ °C}\times 1\text{ h}$ 空冷退火后在 500 °C 下的拉伸性能。在高温塑性变形

过程中,晶粒和晶界强度同时降低,合金组织激活能增加,变形滑移系数增加,并降低了滑移的临界分切应力,使得晶面滑移阻力减小,形变更易进行,因而合金的高温强度均比室温强度降低。与室温力学性能相同的是, $\text{Ø}100\text{ mm}$ 锻棒的高温拉伸性能同样高于 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒。其中, $\text{Ø}100\text{ mm}$ 锻棒的抗拉强度为 751.5 MPa 、延伸率 28% ,较 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒分别高出 36 MPa 和 5.5% 。在 500 °C 高温下,钛合金变形机制由滑移向原子扩散型的攀移方式进行转变^[24]。晶界由于原子排列混乱,是扩散的主要通道,因此在高温下晶界强度下降更快,为合金塑性变形提供了直接贡献。从图7金相组织上看,尽管 $\text{Ø}100\text{ mm}$ 锻棒中 α 相含量比 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒更多,而初生 α 相含量通常与钛合金高温抗拉强度成反比^[4],但由于 $\text{Ø}200\text{ mm}$ 锻棒中组织含有大量的细片层状次生 α 相,其 α/β 相界面更多,为扩散提供了更多通道,因而在高温下其强度反而较 $\text{Ø}100\text{ mm}$ 锻棒更低。从断口附近的微观组织可以看出,片层或板条状次生 α 相和 β 相均出现了明显的、不同方向的扭曲、弯折、断裂现象(见图8)。

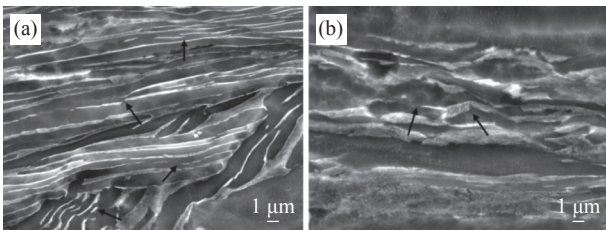


(a)拉伸强度;(b)韧塑性
图 6 TA15 锻棒高温拉伸性能
Fig. 6 High-temperature tensile properties of TA15



(a)Ø200 mm, 未变形区;(b)Ø100 mm, 未变形区;(c)Ø200 mm, 断口端;(d)Ø100 mm, 断口端

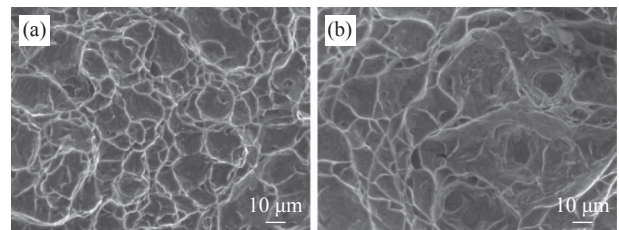
图 7 TA15 高温拉伸纵向金相组织
Fig. 7 Metallographical microstructures of TA15 after high-temperature tensile test



(a) Ø200 mm; (b) Ø100 mm

图 8 TA15 高温拉伸断口附近微观组织

Fig. 8 Microstructures of the near fracture region of TA15 after high-temperature tensile test



(a) Ø200 mm; (b) Ø100 mm

图 9 TA15 高温拉伸断口形貌

Fig. 9 Fractography of TA15 after high-temperature tensile test

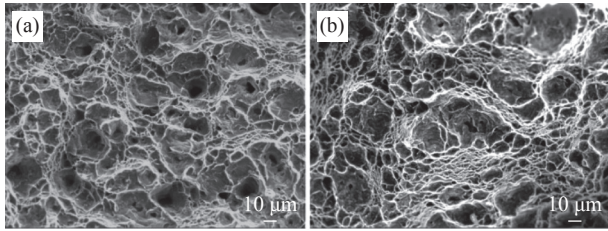
如图 9 所示,两种锻棒高温拉伸断口形貌有明显差异。Ø200 mm 锻棒断口较为平坦,韧窝小且浅,呈现韧性及准解理断裂形貌,这与鹿靖等人的研究结果一致^[14]。而Ø100 mm 锻棒的韧窝尺寸大且深,表明其在拉伸断裂过程中吸收能量更多,对应其高温拉伸性能较Ø200 mm 锻棒更好。由于Ø200 mm 锻棒为双态组织,组织中含有大量的片层 α 相,而 α/β 相界面是潜在的裂纹形核源,在塑性变形过程中,大量裂纹形核位置分散了应力集中,并且片层状 α 相中位错扩展的有效滑移距离较短,从而导致在细长片层 α 相组织中形成较浅的韧窝^[15]。Ø100 mm 锻棒中 α 相尺寸大,裂纹扩展有效距离增加,位错滑移位向交错,形成较深韧窝。

表 2 为两种 TA15 锻棒在 500 °C、470 MPa 下的持久性能。Ø100 mm 锻棒的高温持久性能较 Ø200 mm 锻棒有较大提升,平均增加了约 55 h。钛合金在持久测试中伴随着应变强化和应变软化两个竞争机制。随着高温变形量增加,合金内部发生应变强化,使材料塑性变形抗力增大。另一方面,在 500 °C 高温下,位错滑移的临界分切应力降低,滑移系数增加,促进了位错在晶面的滑移。即合金内部容易发生回复,位错经过湮灭和重排导致位错密度降低,使材料软化,变形速率增大。图 10 为两种 TA15 锻棒持久试验后的断口形貌。与Ø200 mm 锻棒相比,Ø100 mm 锻棒的断口具有更多微小的韧窝,由微小韧窝聚集后形成大尺寸韧窝,乃至裂纹源,向

外扩展直至断裂。而 $\text{O}200$ mm 锻棒的韧窝更平, 说明其高温持久断裂消耗能量更少。

表 2 TA15 锻棒高温持久性能
Table 2 High-temperature durability of TA15 rods

锻棒尺寸/mm	高温持久(500 °C, 470 MPa)/h
$\text{O}200$	164.5, 199.6
$\text{O}100$	218.8, 255.4



(a) $\text{O}200$ mm; (b) $\text{O}100$ mm
图 10 TA15 高温持久断口形貌

Fig. 10 Fractography of TA15 after high temperature duration tests

参考文献

- [1] Zhao Yongqing, Ge Peng, Xin Shewei. Progresses of R&D on Ti-alloy materials in recent 5 years[J]. Materials China, 2020, 39(7-8): 527-534.
(赵永庆, 葛鹏, 辛社伟. 近五年钛合金材料研发进展[J]. 中国材料进展, 2020, 39(7-8): 527-534.)
- [2] Wu Bin, Tang Dingcheng, He Xiaofan, et al. Fatigue behavior of laser metal deposition TA15 titanium alloy universal beam[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2022, 46(5): 545-553.
(吴斌, 唐鼎承, 贺小帆, 等. 激光金属沉积TA15钛合金工字梁疲劳性能研究[J]. 稀有金属, 2022, 46(5): 545-553.)
- [3] Cao Jingxia, Fang Bo, Huang Xu, et al. Effects of microstructure on properties of TA15 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(2): 362-364.
(曹京霞, 方波, 黄旭, 等. 微观组织对TA15钛合金力学性能的影响[J]. 稀有金属, 2004, 28(2): 362-364.)
- [4] He Fei, Chen Haifeng, Wang Yuhui. Effect of microstructure on high temperature tensile properties of TA15 titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2012, (2): 13-15.
(贺飞, 陈海峰, 王玉会. 显微组织对TA15合金高温拉伸性能的影响[J]. 材料工程, 2012, (2): 13-15.)
- [5] Guo Weiwei. Microstructure evolution behaviors and mechanical properties of TA15 alloy by isothermal multi-directional forging [D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2019.
(郭威威. TA15钛合金等温多向锻造组织演化行为及力学性能研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2019.)
- [6] Xie Li, Yu Zhongliang, Wang Yuan, et al. Effect of forging process on microstructure and mechanical properties of larger diameter TA15 titanium alloy bar[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(2): 181-182.
(谢力, 虞忠良, 王媛, 等. 锻造工艺对TA15钛合金大直径棒材的组织与性能影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(2): 181-182.)
- [7] Wang Fuqiang, Yang Lixin, Wang Deyong, et al. Research on technology and microstructure and properties of TA15 titanium alloy large-size forging billet[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(13): 19-23.
(王富强, 杨立新, 王德勇, 等. TA15钛合金大型锻坯工艺及组织与性能研究[J]. 热加工工艺, 2020, 49(13): 19-23.)
- [8] Min Xinhua, Ji Renfeng. Effect of forging process on microstructure and mechanical properties of TA15 titanium alloy slab[J]. Titanium Industry Process, 2016, 33(6): 36-39.
(闵新华, 纪仁峰. 锻造工艺对TA15钛合金扁坯组织和力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2016, 33(6): 36-39.)
- [9] Wang Zhe, He Jian, Zhang Shuai, et al. Influence of forging equipment on microstructure and mechanical properties of TA15 titanium alloy[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2022, 43(1): 80-84.
(王哲, 何健, 张帅, 等. 锻造设备对TA15钛合金显微组织及性能的影响研究[J]. 钢铁钒钛, 2022, 43(1): 80-84.)
- [10] Zuo Zheng, Zou Junjie, Jiang Jiajun, et al. Dynamic globularization behavior of lamellar α phase in TC21 titanium alloy during hot deformation[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(2): 60-67.
(左正, 邹俊杰, 蒋佳君, 等. TC21钛合金热变形过程中片层 α 相动态球化行为研究[J]. 精密成形工程, 2023, 15(2): 60-67.)

3 结论

1) 锻造工艺对 TA15 锻棒显微组织有显著影响, 锻棒心部到边缘组织存在明显差异。径锻棒组织存在大量变形 α 相, 自由锻锻棒边部为双态组织。初生 α 相含量从 TA15 锻棒心部到边缘逐渐减少, β 转变组织则逐渐增多。退火后, $\text{O}100$ mm 锻棒组织中初生 α 相发生吞并、长大, 并有部分细小的再结晶晶粒。

2) 锻造比增大可使 TA15 锻棒的室温屈服强度和抗拉强度提升。 $\text{O}100$ mm 锻棒边缘为形貌不规则的初生 α 相和 β 转变组织, 兼具了良好的室温抗拉强度和韧塑性。

3) 大锻比的 $\text{O}100$ mm 锻棒 500 °C 高温拉伸和高温持久性能均优于 $\text{O}200$ mm 锻棒。

- [11] Dong Xianjuan. Research on plastic deformation characteristics and globularization behavior of TA15 titanium alloy with lamellar microstructure in alpha and beta phase field[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2011. (董显娟. 片状组织TA15钛合金 $\alpha+\beta$ 相区塑性变形特性及等轴化行为研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2011.)
- [12] Li Ping, Gan Guoqiang, Xue Kemin. Modeling of phase transformation and DRX in TA15 alloy during the isothermal hot compression[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(S2): 343–347. (李萍, 甘国强, 薛克敏. TA15合金等温热压缩过程中相变和再结晶模型的建立(英文)[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(S2): 343–347.)
- [13] Han Yunfei, Yuan Bingbing, Sun Bing, *et al.* Microstructure and properties of ZTA15 titanium alloy in different states[J]. Foundry Technology, 2022, 43(8): 694–697. (韩云飞, 袁兵兵, 孙冰, 等. ZTA15钛合金在不同状态下的组织和性能[J]. 铸造技术, 2022, 43(8): 694–697.)
- [14] Lu Jing, Wang Yuhui, Zhang Wangfeng. Effect of microstructure on tensile properties of near-alpha TA15 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2011, 36(6): 25–28. (鹿靖, 王玉会, 张旺峰. 组织形态对近 α 型TA15钛合金拉伸性能的影响[J]. 金属热处理, 2011, 36(6): 25–28.)
- [15] Wang Zhe, Ran Xing, Liu Chengcheng, *et al.* Influence of forging temperature on microstructure and tensile strength anisotropy of TA15 titanium alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2022, 46(7): 6–10. (王哲, 冉兴, 刘程程, 等. 锻造温度对TA15钛合金显微组织及抗拉强度各向异性的影响[J]. 机械工程材料, 2022, 46(7): 6–10.)
- [16] Wang Yun, Luo Dengchao, Wang Sha, *et al.* Effects of heat treatment on mechanical properties and microstructure of Ti80 cold-rolled tubes[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(10): 200–202. (王云, 罗登超, 王莎, 等. 热处理对Ti80冷轧管材力学性能和组织的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(10): 200–202.)
- [17] Luo Dengchao, Wang Yun, Li Wei. Manufacture of TA15 titanium alloy pipes by different processes[J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47(8): 118–122. (罗登超, 王云, 李维. 不同工艺制备TA15钛合金管材[J]. 锻压技术, 2022, 47(8): 118–122.)
- [18] Zhang Mingyu, Yun Xinbing, Fu Hongwang. Effect of different heat treatment process on microstructure and properties of TC10 titanium alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2021, 28(12): 237–245. (张明玉, 运新兵, 伏洪旺. 不同热处理工艺对TC10钛合金组织及性能的影响[J]. 塑性工程学报, 2021, 28(12): 237–245.)
- [19] Meng Yan, Huang Dong, Feng Zhenyong, *et al.* Finite element modeling and study on the propagation rules of microcracks in TA15 titanium alloy with different microstructures during isothermal tension[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2017, 24(2): 160–167. (孟岩, 黄栋, 冯振勇, 等. 不同组织TA15钛合金等温拉伸微裂纹扩展规律的有限元建模研究[J]. 塑性工程学报, 2017, 24(2): 160–167.)
- [20] Zhang Qi, Yang Na, Zhang Mingyu, *et al.* The effect of forging process on the structure and properties of Ti-662 titanium alloy bars[J]. Metal Working, 2023, (5): 104–107. (张起, 杨娜, 张明玉, 等. 锻造工艺对Ti-662钛合金棒材组织和性能的影响[J]. 金属加工(热加工), 2023, (5): 104–107.)
- [21] Sha Aixue, Li Xingwu, Wang Qingru, *et al.* Influence of hot deformation temperature on microstructure and mechanical properties of TC18 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(8): 1167–1172. (沙爱学, 李兴无, 王庆如, 等. 热变形温度对TC18钛合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(8): 1167–1172.)
- [22] Yao Zekun, Guo Hongzhen, Su Zuwu, *et al.* Effect of microstructure and recrystallization and mechanical properties of two phase ($\alpha+\beta$) Ti alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000, 29(5): 340–343. (姚泽坤, 郭鸿镇, 苏祖武, 等. 热力参数对 $\alpha+\beta$ 两相钛合金再结晶百分数和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(5): 340–343.)
- [23] Hou Yanrong, Lai Yunjin, Du Yuxuan, *et al.* Effect of heat treatment process on impact property of TA15 alloy[J]. Material and Heat Treatment, 2011, 40(2): 182–183. (侯艳荣, 赖运金, 杜予暄, 等. 热处理对TA15钛合金棒材冲击性能的影响[J]. 热加工工艺, 2011, 40(2): 182–183.)
- [24] Li Mingbing, Wang Xinnan, Shang Guoqiang, *et al.* High temperature mechanical properties of near α , ($\alpha+\beta$) and near β type titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(11): 199–205. (李明兵, 王新南, 商国强, 等. 近 α 型、($\alpha+\beta$)型和近 β 型钛合金的高温力学性能[J]. 金属热处理, 2022, 47(11): 199–205.)