

TA19 钛合金中未完全转变组织特征与拉伸性能

韩墨流¹, 徐平伟^{1,2,3}, 万明攀^{1,2,3}, 梁益龙^{1,2,3}, 杜剑平^{2,3}, 梁宇^{1,2,3}

(1. 贵州大学, 贵州 贵阳 550025)

(2. 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

(3. 高性能金属结构材料与制造技术国家地方联合工程实验室, 贵州 贵阳 550025)

摘要: 采用 TA19 合金加热到 β 相变点以上短时保温 25~90 s, 得到了介于等轴组织与片层组织间的一种未完全转变的特殊的过渡组织, 研究了随保温时间的变化对未完全转变组织演变规律及对力学性能的影响。结果表明半等轴组织主要是在 β 相变点以上短时保温时, β 基体中的合金元素 Mo 向原等轴 α 相中扩散不均匀, 冷却转变过程中初生等轴 α 相局部被 β 转变组织分割所形成。随保温时间的延长, 未完全转变组织逐渐被 β 转变组织所取代。在保温温度为 1015 °C, 保温时间为 45 s 时, 抗拉强度为 1219 MPa, 断面收缩率为 29%, 伸长率为 14%, 具有较好的强塑性。

关键词: 未完全转变组织; 元素扩散; 力学性能; 取向关系

中图分类号: TG146.23

文献标志码: A

文章编号: 1002-185X(2018)12-3768-08

TA19 钛合金是用来制作飞机涡轮机叶片、叶轮等关键零部件的材料, 其使用温度通常可达 538 °C。这些高要求的应用就使得这种材料在室温或者高温下都必须具备很好的强度以及适当的抗氧化性和抗腐蚀性^[1,2]。TA19 钛合金和其他近 α 钛合金一样, 其组织都是由 hcp 的 α 相和 bcc 的 β 相组成^[3]。与 β 相相比, 片层 α 相的强度较高但是塑性较低, 因此 α 相是合金的强化相, 可以通过控制 α 相的形貌、尺寸、数量等来控制合金的力学性能^[4,5], 而 α 相是一种对温度十分敏感的组织, 可以通过不同的固溶-时效方式来控制 α 相的形貌、数量和尺寸, 实现对钛合金性能的控制。

近 α 钛合金中固溶温度能够影响 α 相和 β 相的含量和形貌^[6,7], 这主要体现在次生片层 α 相的体积分数, 随着固溶温度的升高, 初生 α 相和次生 α 相的体积分数都减少。而固溶时间主要影响次生 α 相的组织形态, 固溶冷速是片层 α 相数量和厚度的直接影响因素, 随着冷速的降低, 片层 α 相的体积分数和厚度都有上升的趋势。钛合金两相区保温后在快冷的过程中, 当 β 相转变成针状 α' 相时, 此时 α 板条的宽度将从 10 μm 降到 5 μm , 并且由于马氏体中层错的存在, 将会成为 α 相生长的障碍, 从而起到细化 α 相的作用, 以此来提高材料的强度和延伸率^[8]。有文献对 TA19 钛合金进行了三阶段的热处理^[9], 结果表明, 在 920~980 °C 的温度范围内固溶, 试验初期随着加热温度的升高, 抗

拉强度和延伸率的增加是因为片层 α 相含量的增加, 但是当温度过高时, 等轴 α 相含量的减少, β 晶粒的粗化以及晶界 α 相的析出都将降低延伸率。在 880~960 °C 的温度范围内固溶, 随着加热温度的升高, 抗拉强度增大而延伸率降低, 这时因为针状 α 相含量的上升将增加 α/β 的界面数量, α/β 界面数量的上升使合金的强度上升塑性下降。因此对钛合金 α 相形态尺寸等微观特征与性能关系规律, 及其对相变条件的精确控制是高性能钛合金研究的重要方向。

在一些钛合金高能焊接研究中, 报道了焊接热影响区中具有过渡形态特征的组织, 该组织具有片层组织分割等轴 α 相的特征, 其 β 转变组织与等轴 α 相界面模糊, 这类组织被称为 ghost α phase^[10]。但对于其产生的条件, 组织结构细节以及力学性能鲜有报道。本课题组在 TA19 钛合金闪光焊接过程也发现了这种过渡特征的组织。本研究对这种组织的形成机制进行了系统探索, 通过模拟闪光焊接的加热过程, 实现了具有该特征组织样品的制备, 研究了该组织的组织特征, 并根据其组织特征将其称为未完全转变组织, 对其组织及力学性能特征进行了讨论, 研究将有助于丰富钛合金相变与组织性能关系方面的应用探索。

1 实验

实验材料为 TA19 合金热轧型材, 其化学成分含

收稿日期: 2018-04-04

基金项目: 国家自然科学基金 (51461007, 51761003); 贵州省自然科学基金 ([2015]3012, [2014]2003, [2014]6012)

作者简介: 韩墨流, 男, 1991 年生, 硕士生, 贵州大学材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: 549723594@qq.com

量如表 1 所示。通过 DIL805A/D 快速相变仪用热分析法测得此次试验所用材料的 β 相变点约为 1006 °C。用 Image Pro Plus 软件测得等轴 α 相的含量约为 45.3%。

利用 DIL805A/D 快速相变仪进行热处理, 拉伸试样的示意图如图 1 所示。热处理工艺为加热到 1015 °C, 分别保温 25、35、45、60、90 s, 然后分别以 20 °C/s 的速度冷却。每一种热处理工艺都加热保温 2 个试样: 1 个用于金相观察, 1 个用于室温拉伸性能的测试。用于金相观察的试样经研磨、抛光之后采用配比为 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:7$ 的 kroll 试剂金相腐蚀, 利用 Leica DMI5000M 倒置式金相显微镜 (OM) 进行微观组织观察, 之后用 Image Pro Plus 软件对未完全转变组织的含量进行统计。更多未完全转变组织的细节在 Zeiss SUPRA 40 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 和 Tecnai G2 F20 S-TWIN 场发射透射电子显微镜 (TEM) 观察。室温拉伸性能的测试在 Instron 8801 万能试验机上进行, 拉伸速率为 0.5 mm/min, 断口也利用 SUPRA 40 场发射扫描电子显微镜观察分析。

2 结果与讨论

2.1 微观组织特征

图 2 为 TA19 钛合金经过不同热处理后的金相图片。从图 2a 可以看出, 当保温时间为 25 s 时, 显微组织中的大多数初生 α 相依然保持原始等轴 α 相的形态, 虽然加热温度超过 β 相变点, 但保温温度较短, 元素的扩散不均匀, 相变不充分, 并没有发生完全的

同素异构转变。与原始组织相比较, 此时的等轴 α 相的含量变化不大, 但是原始组织中较为粗大的片层 α 相在经过 25 s 短时保温过程中已经转变成为 β 转变组织, 除此之外, 有一部分等轴 α 相与 β 转变组织的界面变得模糊。当保温时间进一步延长, 原 β 转变组织在加热过程中形成 β 相, 冷却过程中析出片层状次生 α 相, 同时在组织中出现了大量与 β 转变组织边界模糊的白色块状区域, 如图 2b 所示。图 2c~2d 分别是随时间延长后的金相组织, 可观察到白色区域与片层 β 组织之间的衬度背景逐渐趋于一致, 更为模糊。

图 3 为该组织的 SEM 观察结果, 其中图 3a 为保温时间为 25 s 时的微观组织。图 3a 中, 除了等轴 α

表 1 TA19 钛合金的名义成分

Table 1 Chemical composition of TA19 alloy (wt%)						
Al	Sn	Zr	Mo	W	Si	Ti
6.61	1.75	4.12	1.91	0.32	0.10	Balance

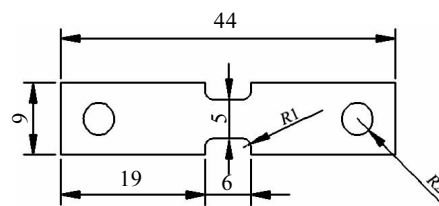


图 1 拉伸试样示意图

Fig.1 Schematic of tensile sample

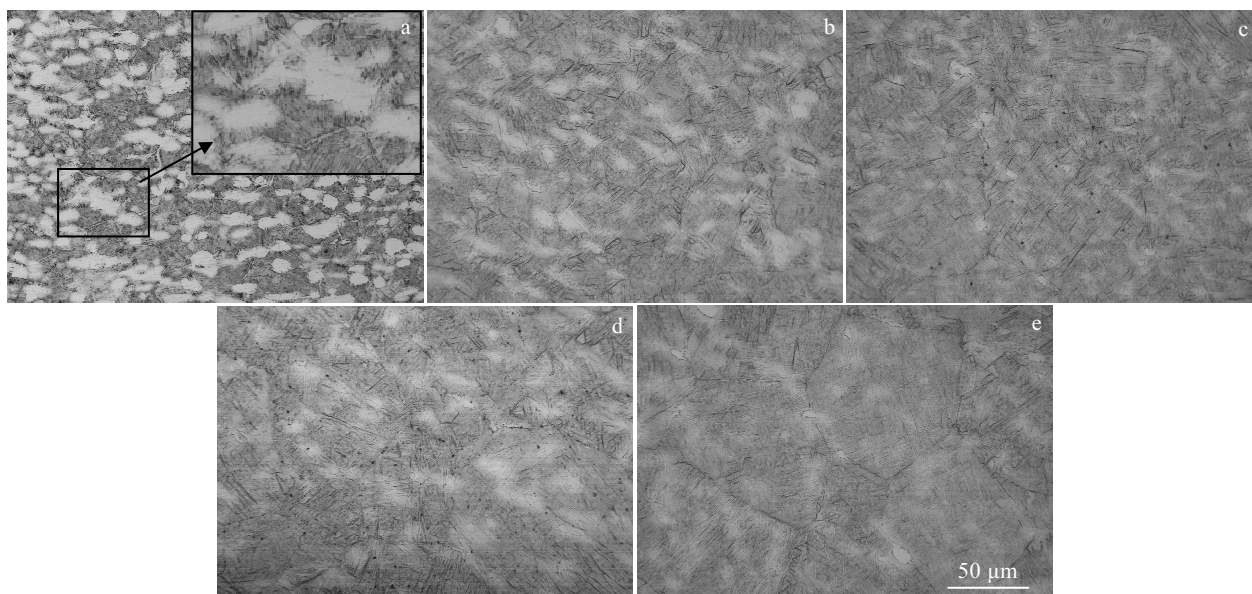


图 2 1015 °C 等温热处理后 TA19 钛合金的金相组织

Fig.2 Microstructures of TA19 titanium alloy after isothermal treatment at 1015 °C for different time:

(a) 25 s, (b) 35 s, (c) 45 s, (d) 60 s, and (e) 90 s

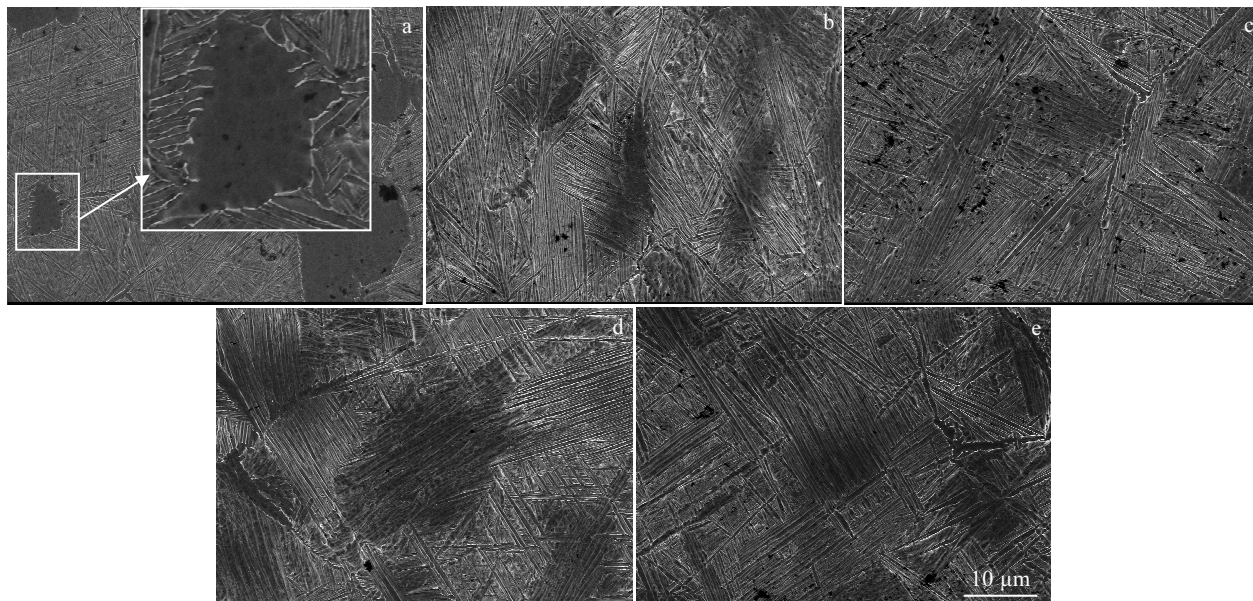


图 3 1015 °C 等温热处理后 TA19 钛合金的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of TA19 titanium alloy after isothermal treatment at 1015 °C for different time: (a) 25 s, (b) 35 s, (c) 45 s, (d) 60 s, and (e) 90 s

相与 β 转变组织外, 箭头所指的等轴 α 相的边界出现了 β 转变组织向内生长的现象。随着保温时间延长到 35 s, 这时的 β 转变组织与等轴 α 相界面上, 片层组织具有向等轴 α 相内生长的趋势, 如图 3b 所示, 与周围正常的片层 α 相相比, 这种向等轴 α 相内生长的片层 α 相的 β 相较细较浅, 导致其界面的不清晰, 从低倍金相上则表现出模糊的组织特征。随着保温温度的延长, 片层 α 生长进入原等轴 α 相的特征越来越明显, 原来的等轴 α 相逐渐被细片层所分割, 但从宏观上依然能够与周围的原 β 转变组织分辨。如图 3d, 3e 所示, 随保温时间的延长, 片层伸长进入等轴 α 相中的深度、数量及宽度的增加, 其原有的等轴 α 相组织特征越来越不明显。

对于钛合金来说, 对钛合金同素异构转变影响最大的就是 Mo 元素的含量, 它决定了合金的相变过程^[11]。双相组织的 TA19 合金中, 初生等轴 α 相中具有较高 α 稳定元素 Al, 其 β 稳定元素 Mo 含量较少, 而在 β 转变组织中, 残留 β 相中 Mo 含量则较高, 因此在 TA19 钛合金中, 不同相之间存在元素成分含量的差异。高于 β 相变点的加热保温过程中, 合金元素将在化学势梯度的作用下均匀扩散, 形成元素成分均匀的 β 相固溶体, 冷却后 β 相转变为片层次生 α 相与高 Mo 含量的残留 β 相交替排列的片层组织 (魏氏组织), $\beta \rightarrow \alpha$ 的相转变主要是受元素扩散控制。在本研究中未完全转变组织的形成也与元素扩散能力有关, 如图 4c 中 A、B 2 点为图 4a TA19 合金中初生等轴 α 相和 β 转变组

织的能谱数据, 其中初生等轴 α 相中 Al 元素含量高而 Mo 元素含量低, 与 β 转变组织相反。图 4c 中 C、D、E 3 点为未完全转变组织中的能谱结果, 其中全片层组织的 Mo 元素含量在 2.3% (质量分数) 以上 (区域 E), 这与图 4a 中不同组织区域成分含量具有一致性, 而在等轴 α 相与 β 转变组织的交接区域, 具有未完全转变特征的组织区域中的 Mo 元素含量明显降低, 在 1.1% 左右 (区域 D), 当进一步进入原等轴 α 相内部 (区域 C), 没有 β 转变组织穿插时, Mo 元素含量降低到 0.2% 以下。因此, 在 β 相变点以上加热, 保温时间不充分, Mo 元素扩散不均匀是未完全转变组织产生的主要原因。

钛合金在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中遵循 Burgers 的取向关系^[12], 钛合金的 Burgers 取向关系将会对其 α 变体的晶体学取向、形貌以及尺寸产生影响。如图 5 所示, 分别就 α 相的 $\{11\bar{2}0\}$ 面与 β 相的 $\{111\}$ 面做了极图, 在 $\{11\bar{2}0\}_\alpha$ 极图与 $\{111\}_\beta$ 极图中的等高线可以较好地重合: 试样中的 α 相与残余的 β 相能较好地满足 Burgers 取向关系: $\{11\bar{2}0\}_\alpha // \{111\}_\beta$ 。

分别就初生 α 相与未完全转变组织中的次生 α 相的 $\{0001\}$ 、 $\{11\bar{2}0\}$ 与 $\{10\bar{1}0\}$ 面做了极图, 结果如图 6 所示。初生 α 相与冷却过程中未完全转变组织中的次生 α 相具有一定的位相关系, 从图 6 中可以看出在无论是在 $\{0001\}$ 、 $\{11\bar{2}0\}$ 还是在 $\{10\bar{1}0\}$ 面, 它们的等高线都能较好地重合, 因此未完全转变组织中穿插的片层 α 相与其原始的初生 α 相直接有着相同或者较为接近的取向关系。

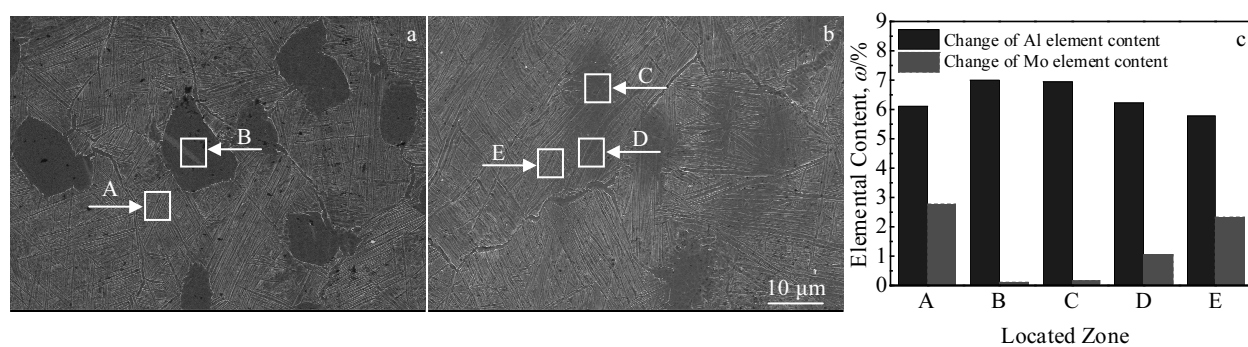


图 4 等轴组织与未完全转变组织以及微区元素含量变化图

Fig.4 Equiaxed structure (a), semi-equiaxed structure (b), and the change of Mo & Al elemental content (c)

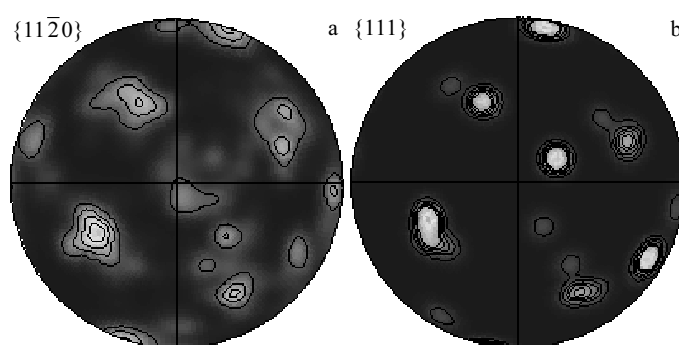
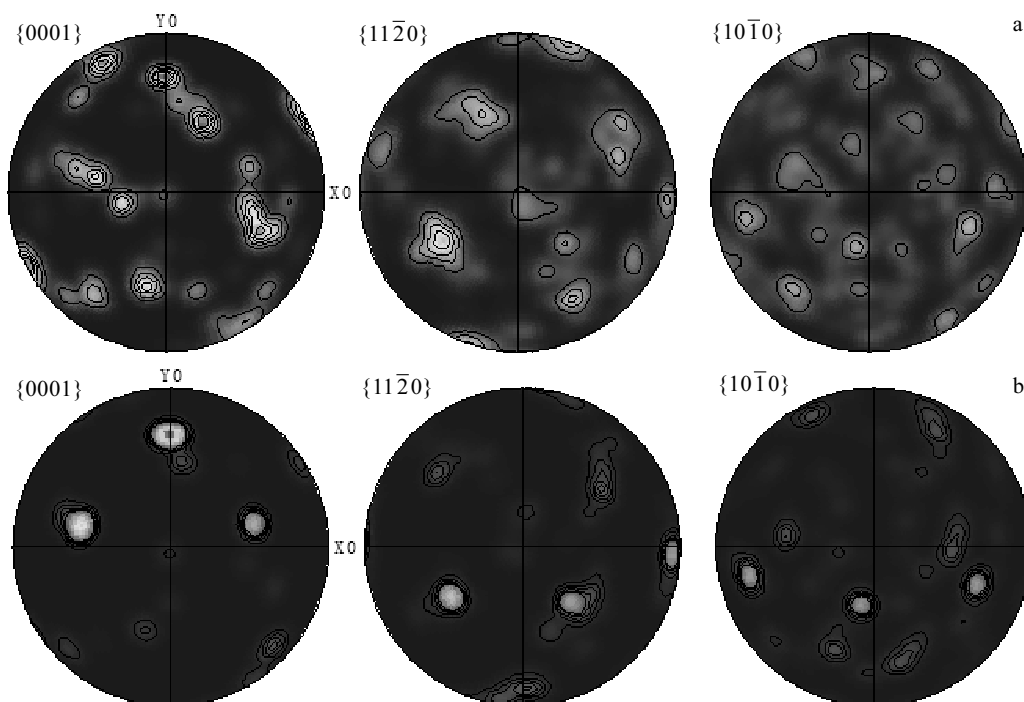
图 5 α 相 $\{11\bar{2}0\}$ 面极图与 β 相的 $\{111\}$ 面极图Fig.5 Pole figures of $\{11\bar{2}0\}$ for α phase (a) and $\{111\}$ for β phase (b)图 6 初生等轴 α 相极图与片层 α 相 (1015 °C/35 s) 极图Fig.6 Pole figures of primary equiaxed α phase (a) and lamellar α phase holding at 1015 °C for 35 s (b)

图 7 为 TA19 钛合金 TEM 像, 图 7a 为 β 转变组织中的片层, 片层 α 相和残余 β 相交替排列。图 7b 为未完全转变组织中的片层 α 相, 从图中可以看出未完全转变组织中的 β 残留片层具有向等轴 α 相中生长, 并且逐渐变细的特征, 其片层比图 7a 中的残余 β 相要细, 片层宽度比 β 转变组织中片层宽度大。因此 β 相冷却过程中, 与原等轴 α 相相邻的片层组织便开始向等轴 α 相内生长, 位于等轴组织两端的片层 α 相有可能向内生长最后相连形成一个完整的片层组织, 如图 7c 标注 1 所示, 同时两边分别形成的片层如果没有相遇, 则可能各自形成一个新的片层, 贯穿等轴 α 相如图 7c 标注 2、标注 3 所示。

图 8 为未完全转变组织的产生过程示意图。图 8a 为初生等轴 α 相和片层 β 转变组织。当加热温度在 β 转变点以上, 在加热过程中 β 转变组织转变成 β 相, 同时初生等轴 α 相也逐渐开始发生相变, 但时间较短, 元素扩散不均匀, β 相与等轴 α 相界面上具有 Mo 元素成分梯度, 冷却后, 原等轴 α 相的界面上部分区域形成 β 转变组织, 导致了初生等轴 α 与 β 转变组织之间形成模糊的界面, 如图 8b 所示。随着保温时间的延长, 同素异构转变过程的进行, 持续促进了 β 相中 Mo 元素逐渐向初生等轴 α 中扩散, 在冷却过程中, β 相转变为片层状 β 转变组织, 由于原等轴 α 相组织所在区域 Mo 元素含量的增加, 该片层 β 转变组织持续向等轴 α 相中生长, 只是由于 Mo 元素含量较低, 其 β 残留相片层较薄, 直到生长进入贫 Mo 区而消失 (图 8c)。随着在 β 相变点以上保温时间的进一步延长, Mo 元素浓度在等轴 α 组织所在区域逐渐增加, β 残留相由薄变厚, 对原等轴 α 相的分割更明显, 如图 8d 所示。直到原初生等轴 α 相完全被片层 β 转变组织所

替代, 如图 8e 所示。

本研究在对未完全转变组织的含量进行统计时, 由于未完全转变组织中等轴 α 相组织的特殊性, 用了排除 β 转变组织的含量来确定不同工艺条件下未完全转变组织的含量的方法: 在微观组织的观察中, β 转变组织的片层结构能够很好地和其它组织进行区分, 而这里所描述的其它组织就是残留的初生等轴 α 相与未完全转变的片层 α 相, 并且未完全转变组织的形成与初生 α 相的含量相关, 因此在进行未完全转变组织含量与保温时间的定量统计中, 可以通过排除微观组织中 β 转变组织的含量的方法来确定不同保温时间下未完全转变组织的含量。统计所得未完全转变组织的含量变化趋势如图 9 所示, 相变点以上保温 25 s 时为 42.5%, 随着保温时间的延长, 半等轴组织百分含量明显降低, 当保温时间为 90s 时, 此时未完全转变组织的含量减少为 30.5%。为了全面了解未完全转变组织对强度与塑性的贡献, 本研究将一个试样保温 300 s 用作对比, 当保温时间达到 300 s 时, 冷却后所有组织均转变为片层状 β 转变组织。

2.2 力学性能

钛合金中等轴 α 相能提供较好的塑性变形能力, 而片层 α 相会阻碍裂纹的扩展, 因此具有良好的断裂韧性。因此在双相钛合金组织中, 通常认为等轴 α 相含量的提高会带来比较好的塑性, 而拉伸指标会出现降低。而当等轴 α 相含量降低, 片层状 β 转变组织含量的增加, 其拉伸强度会增加, 但塑性指标则显著降低^[13,14]。相关的研究表明^[15,16]钛合金强度除了与等轴 α 相的含量有关外, 还与 β 基体析出的次生 α 相有关, 而片层 α 相的宽度和长宽比对钛合金的强度也有影响, 当片层 α 相的长宽比增加时, 合金的强度、断裂

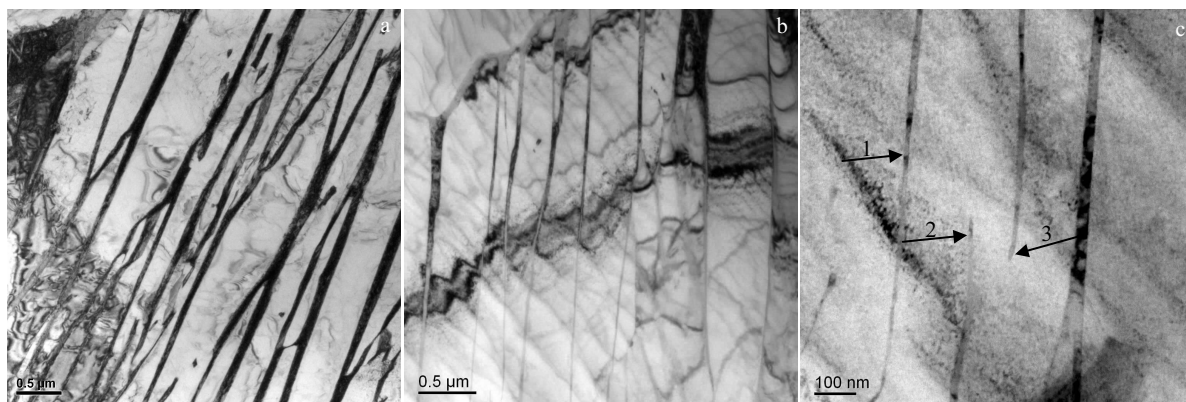


图 7 片层组织, 1015 °C 保温 35 s 后未完全转变组织与未相接的片层组织的 TEM 照片

Fig.7 TEM images of lamellar structure (a), and microstructures subjected to a treatment at 1015 °C for 35 s (b, c): (b) lamellar structure growing into primary α phase and (c) unconnected lamellar structure

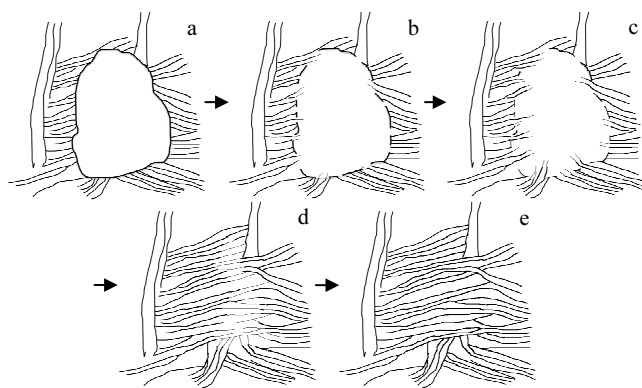


图 8 等轴组织到片层组织的转变过程示意图

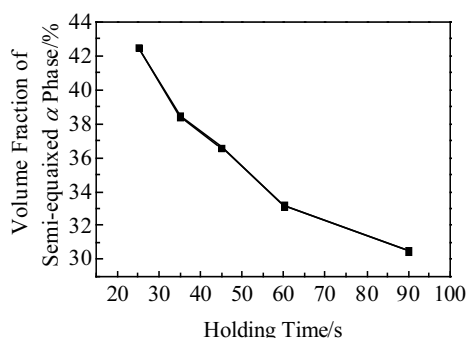
Fig.8 Schematic of transformation process from equiaxed α phase into lamellar α phase

图 9 1015 °C 保温不同时间下未完全转变组织含量变化曲线

Fig.9 Volume fraction of semi-equiaxed α phase holding at 1015 °C for different time

韧性、裂纹扩展的阻力都将增大。未完全转变组织中的等轴 α 相与片层次生 α 相的交互作用,也与上述基本规律具有一致性。图 10a 为不同保温时间的未完全转变组织试样应力应变曲线,图 10b 为拉伸性能指标。原始状态试样的抗拉强度为 1055.8 MPa,经短时热处理获得未完全转变组织后,部分片层开始向等轴 α 内部生长,此时片层的长宽比增加,拉伸强度明显增加,但塑性指标出现了降低。保温时间为 25 s 时,这时的强度提升为 1147 MPa,保温时间增加到 90 s 时,这时的抗拉强度可达 1252 MPa,而伸长率与断面收缩率则随保温时间的延长成下降趋势。有课题对 TA15 热加工组织与性能精确定量关系进行了系统深入的研究^[17]:发现等轴 α 相含量减少 40%,合金抗拉强度提高 18%。在本研究中,保温 90 s 与原始状态相比提高了 18.6%,但是未完全转变组织的含量减少不到 20%,因此,在未完全转变组织中穿插的片层 α 相与 β 基体中析出的次生片层 α 一样对钛合金强度具有增益作用。

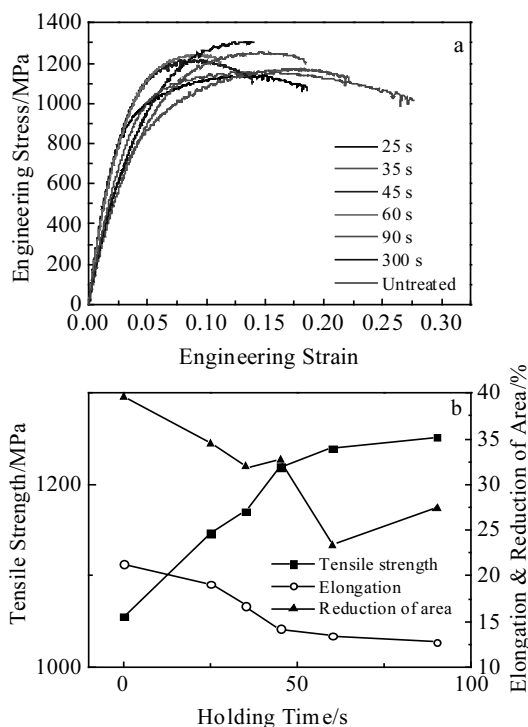


图 10 不同保温时间的未完全转变组织的拉伸应力-应变曲线与力学性能

Fig.10 Stress-strain curves (a) and mechanical properties (b) of semi-equiaxed α phase holding for different time

针对选用的材料,采用 960 °C/2 h 固溶及 590 °C/8 h 时效后,其抗拉强度可达到 1210 MPa,断面收缩率为 30%,伸长率为 8%,这与本实验中,保温时间 45 s 的未完全转变组织试样的拉伸性能比较一致(强度 1219 MPa,断面收缩率 29%,伸长率 14%)。而和目前 TA19 合金在固溶时效状态的拉伸性能报道比较^[9],未完全转变组织表现出比较优异的强塑性性能。因此,在未完全转变组织中,其初生等轴 α 的特点赋予了较好的塑性性能,而通过热处理后在等轴 α 相中次生片层 α 相数量的增加,促进了其强度指标的增加。

图 11 为原等轴组织拉伸断口宏观图,其断面收缩塑性特征比较明显(断面收缩率为 40%)。图 11b 与图 11c 分别为保温 35 和 60 s 后的拉伸断口宏观图,可明显观察到断口塑性应变程度的降低,在这期间随保温时间的延长,强度增加,断面收缩率从 31.9%降低到 26.32%。

图 12a、12b、12c 分别为原材料及保温 35 与 60 s 拉伸试样纤维区微观断口形貌,从断口对比图中可观察到,随保温时间的延长,韧窝尺寸变小,并且解理面百分比增加。图 12d 为保温 300 s 所得的全魏氏组织试样断口,该试样基本为脆性断裂,其断口纤维区

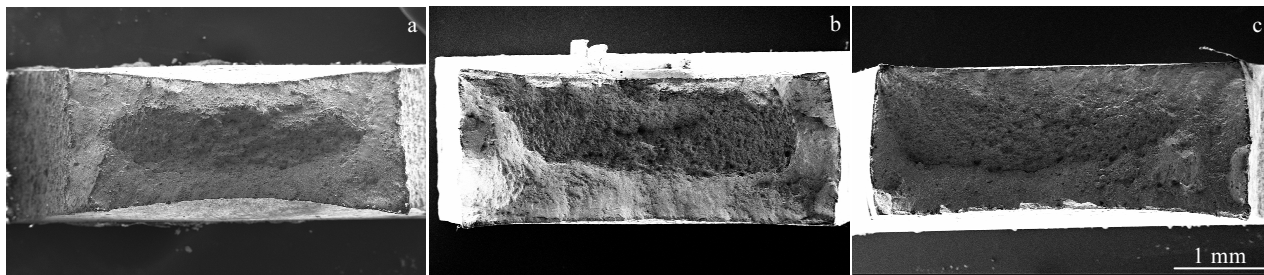


图 11 1015 °C 等温热处理后拉伸宏观断口图

Fig.11 Fractured surfaces at low magnification of samples after isothermal treatment at 1015 °C for 0 s (a), 35 s (b), and 60 s (c)

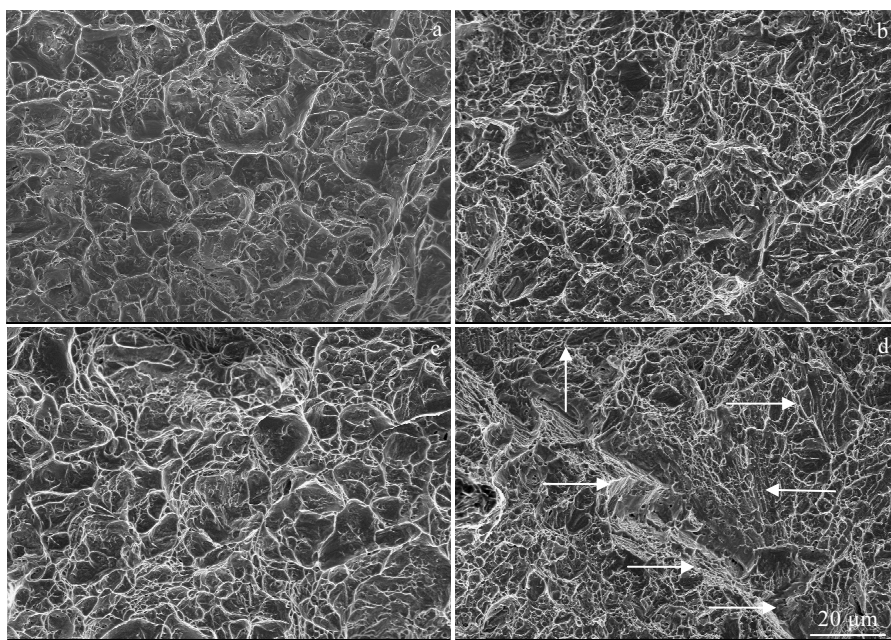


图 12 1015 °C 等温热处理后拉伸微观断口图

Fig.12 Fractured surfaces at high magnification of samples after isothermal treatment at 1015 °C for 0 s (a), 35 s (b), 60 s (c), and 300 s (d)

中除了细小的初窝，还具有沿着次生 α 片层（魏氏体片层）解理的特征，如箭头所示。在未完全转变组织的试样中，当保温温度达到 60 s 时，断口沿次生 α 片层开裂的特征也相对较少。因此，在 β 相变点以上加热短时保温所得到的未完全转变组织在满足一定强度的条件下，能够保证一定的塑性性能。

未完全转变组织是由 β 转变组织生长进入初生等轴 α 相的区域而形成，而其 β 残留相的厚度以及对等轴 α 相的分割程度均与该区域 Mo 元素的浓度有关，因此 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程所形成的残留 β 相是未完全转变组织的领先相。残留 β 相的形核数量，长大速率，包括 β 稳定元素 Mo 的含量均能影响未完全转变组织的形成速度、次生片层 α 相之间的宽度等组织参数。而这

些组织参数是对其力学性能的关键影响所在，如何利用未完全转变组织的形成条件，进一步实现对钛合金微观组织参数的控制还值得进一步探讨。

3 结 论

1) 在 β 相变点（1006 °C）以上短时保温， β 相稳定元素 Mo 会向初生等轴 α 相中扩散，但由于扩散时间有限，Mo 元素并不均匀，冷却相变过程中不能形成足够的片层 β 残留相，Mo 元素扩散不均匀是形成未完全转变组织的首要条件。

2) 未完全转变组织是由 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中，由 β 转变组织中残留 β 相持续向贫 Mo 的初生等轴 α 相中生长而形成，因此未完全转变组织形核于 β 转变组织，

受 β 转变组织生长取向、数量影响。未完全转变组织的形成遵循 Burgers 取向关系: $\{11\bar{2}0\}_{\alpha} // \{111\}_{\beta}$, 且未完全转变组织中的片层 α 相与原始的等轴 α 相之间有着相同或者较为接近的晶体取向。

3) 随保温时间的延长, 未完全转变组织含量降低, 拉伸强度指标上升, 其对应塑性指标降低较慢, 在保温时间为 45 s 的试样中, 抗拉强度达到 1219 MPa, 断面收缩率 29%, 伸长率 14%, 具有较好的强塑性。

参考文献 References

- [1] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [2] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2003: 1
- [3] Donachie M J. *Titanium: A Technical Guide, 2nd Edition*[M]. Ohio: ASM International, 2000
- [4] Sadeghpour S, Abbasi S.M, Morakabati M *et al. Materials & Design*[J], 2017, 121: 24
- [5] Fan X G, Yang H, Gao P F. *Materials & Design*[J], 2013, 51(4): 34
- [6] Shi Z F, Guo H Z, Qin C *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 611(9): 136
- [7] Sun Z C, Wu H L, Ma X Y *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2016, 25(10): 1
- [8] Sun F, Li J S, Kou H C *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(5): 1945
- [9] Li D R, Wang K, Yan Z B *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 716: 157
- [10] Attallah M M, Preuss M, Boonchareon C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(9): 3149
- [11] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Titanium Industry Process*(钛工业进展)[J], 2007, 24(5): 23
- [12] Burgers W G. *Physica*[J], 1934, 1(7-12): 561
- [13] Miller W H, Chen R T, Starke E A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1987, 18(8): 1451
- [14] Tarzimoghdam Z, Sandlöbes S, Pradeep K G *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 97: 291
- [15] Zhou Y G, Zeng W D, Yu H Q. *Materials Science & Engineering A*[J], 1996, 221(1-2): 58
- [16] Semiatin S L, Bieler T R. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(17): 3565
- [17] Ji Zhe(吉喆). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015

Semi-equiaxed Structure and Tensile Properties of TA19 Titanium Alloy

Han Moliu¹, Xu Pingwei^{1,2,3}, Wan Mingpan^{1,2,3}, Liang Yilong^{1,2,3}, Du Jiangping^{2,3}, Liang Yu^{1,2,3}

(1. Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. Guizhou Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, China)

(3. National & Local Joint Engineering Laboratory for High-performance Metal Structure Material and Advanced Manufacturing Technology, Guiyang 550025, China)

Abstract: By heating up the T_{β} temperature and then holding 25~90 s, the semi-equiaxed structure, which is a transition structure between the equiaxed structure and the lamellar structure, was shaped. The influence of the change of heat holding time on the semi-equiaxed structure evolution law and mechanical properties was studied. Experimental results indicate that the formation of the semi-equiaxed structure is mainly because the element Mo in the β matrix diffuses inhomogeneously into primary equiaxed α phase when the specimens are kept above the T_{β} temperature for a short time, and in the cooling process, the β transformed structure grows through the primary equiaxed α phase. With the prolongation of holding time, the semi-equiaxed structure are gradually replaced by lamellar structure. When heated to 1015 °C and hold for 45 s, the alloy has a better strength and plasticity of tensile strength 1219 MPa, reduction of area 29%, and elongation 14%.

Key words: semi-equiaxed structure; element diffusion; mechanical property; orientation relationship

Corresponding author: Liang Yu, Ph. D., Professor, School of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: xq.liangyu@126.com