

# 固溶时效处理对 TC11 钛合金组织与冲击性能的影响

张明玉, 运新兵, 伏洪旺

(大连交通大学 连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028)

**摘要:** 对 TC11 钛合金进行固溶时效处理, 通过光学显微镜、XRD 以及冲击性能测试等, 研究固溶时效处理后该合金微观组织与冲击性能的关系。结果表明: 合金经 955 °C 固溶处理后, 组织由  $\alpha_p$  相与  $\alpha''$  相构成,  $\alpha_p$  相形貌以等轴状和长条状为主, 经 1015 °C 固溶处理后, 组织由  $\alpha'$  相与  $\alpha''$  相构成,  $\alpha'$  相形貌呈细小针状, 2 组固溶条件下的合金再经时效处理后, 组织中均出现  $\beta_T$ , 并析出  $\alpha_s$  相。合金的冲击韧性值在仅经 955 °C 固溶处理后最大, 其最大冲击韧性为 22 J/cm<sup>2</sup>, 经时效处理后, 2 组合金的冲击韧性值均随着时效温度升高而降低。当固溶温度为 955 °C 时, 断口形貌呈现韧性断裂特征, 经时效处理后, 断口形貌中出现二次裂纹。当固溶温度为 1015 °C 时, 断口形貌呈现脆性断裂特征, 经时效处理后, 断口形貌除二次裂纹外, 有空洞出现。

**关键词:** TC11 钛合金; 微观组织; 冲击性能; 断口形貌

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)05-1759-08

钛及钛合金具有良好的耐腐蚀性、较低的热导率、密度小以及无磁性等特点, 在低温、航空航天、生物医学等众多领域均有大量且广泛的应用<sup>[1-3]</sup>。TC11 钛合金是一种较常见的马氏体强化  $\alpha+\beta$  两相钛合金, 其名义成分是 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si, TC11 钛合金的室温以及高温力学性能良好, 在航空航天领域使用广泛, 例如航空发动机叶片、压气机盘、环件、鼓筒等大量零部件均会使用到 TC11 钛合金, 其应用前景十分广泛<sup>[4-6]</sup>。

在使用 TC11 钛合金的众多领域中, 合金会经常在动态冲击载荷下工作, 在此情况下, 合金冲击性能的优异程度是十分重要的, 因此, 对 TC11 合金冲击性能的研究十分有必要。目前, 对于钛合金冲击性能的研究较为广泛, Lei 等人<sup>[7]</sup>研究了不同组织合金的冲击韧性以及变形模式, 并得出了不同组织的协调变形能力对合金的冲击韧性的影响。Buirette<sup>[8]</sup>和 Xu 等人<sup>[9]</sup>研究了不同组织的裂纹路径扩展, 发现片层组织中的裂纹路径较等轴组织中的裂纹路径要长。朱红等人<sup>[10]</sup>研究了具有全片层组织合金的冲击性能, 发现片层越厚, 冲击断裂的所需的扩展功越大。

上述的研究主要集中在不同组织的裂纹扩展路径与冲击韧性二者之间的关系, 而对组织微尺度变形特

征以及裂纹萌生区域的变形研究较少, 因此, 本实验对 TC11 钛合金进行不同制度的固溶时效处理, 研究冲击过程中微尺度变形特征与裂纹萌生区域的变形机理, 为 TC11 钛合金的实际应用提供相应参考。

## 1 实验

本试验使用材料为经真空自耗熔炼炉熔炼, 再经锻机多次火次锻造而成的直径为 150 mm 的 TC11 钛合金棒材, TC11 钛合金棒材的具体化学成分如表 1 所示, 根据《GB/T 23605-2009 钛合金转变温度  $\beta$  测定方法》测试 TC11 钛合金棒材的相变点, 测其相变点为 995~1000 °C。该合金的原始锻态微观组织为典型的双态组织, 组织由  $\alpha_p$  相 (初生  $\alpha$  相) 和  $\beta_T$  ( $\beta$  转变组织) 构成,  $\beta_T$  由细针状的次生  $\alpha$  相和残余  $\beta$  相构成,  $\alpha_p$  的相貌以等轴状和棒状为主, 具体形貌如图 1 所示。将 TC11 钛合金棒材进行切割加工, 根据测得相变点温度, 选取两相区温度和单相区温度对棒材进行固溶处理, 随后再进行时效处理, 具体热处理制度见表 2。棒材经固溶时效处理后, 从棒材上取样并在 OLYMPUS 光学显微镜进行微观组织观察、棒材高倍微观组织在 Quanta 型扫描电镜中观察、在 Empyrean X 射线衍射仪上进行 XRD 物相分析并使用 Highscore 软

收稿日期: 2022-04-14

基金项目: 国家自然科学基金 (51675074); 辽宁省教育厅项目 (JDL2019001); 大连市科技创新基金 (2018J11CY027)

作者简介: 张明玉, 男, 1989 年生, 博士生, 大连交通大学连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028, 电话: 0411-84109416, E-mail: 251826123@qq.com

件和 PeakFit 软件峰型拟合进行分析、根据《GB/T 229-2007 金属材料-夏比摆锤冲击试验方法》加工冲击试样并在 LF5255 试验机进行冲击性能测试，冲击性能试样取样方向为棒材纵向（L 向），每组冲击性能测试取样 3 组，取测试结果的平均值。

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织

图 2a、2b 为棒材经不同固溶处理后的微观组织，相比于原始锻态组织，经两相区温度固溶处理后（图 2a），组织中  $\alpha_p$  相形貌变化较小，均为等轴状与长条状，且未见明显的  $\beta_T$ ，当固溶温度为单相区时（图 2b），组织中  $\alpha_p$  相完全消失，此时组织包含大量  $\alpha'$  相不规则的分布在  $\beta$  基体上。组织中  $\alpha_p$  相的含量主要受到固溶温度的影响，当固溶温度在相变点以下较低的两相区时， $\alpha_p$  相的含量受到固溶温度影响较小，当固溶温度接近相变点时， $\alpha_p$  相含量随固溶温度的升高而下降明显<sup>[10]</sup>。

表 1 TC11 钛合金棒材化学成分

Table 1 Chemical composition of TC11 titanium alloy bar ( $\omega/\%$ )

Al	Mo	Zr	Si	Fe	Ti
6.65	3.15	1.52	0.302	0.194	Bal.

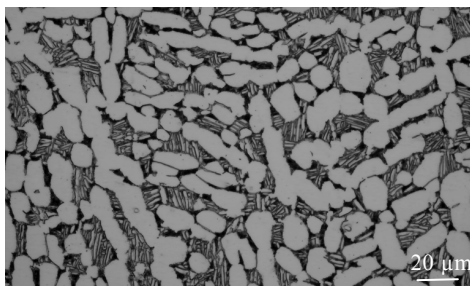


图 1 原始锻态试样金相组织

Fig.1 Metallographic structure of original as-forged sample

表 2 热处理工艺

Table 2 Heat treatment process

Sample No.	Solution treatment	Aging treatment
1	955 °C×1.5 h, WQ	-
2	1015 °C×1.5 h, WQ	-
3	955 °C×1.5 h, WQ	500 °C×6 h, AC
4	955 °C×1.5 h, WQ	530 °C×6 h, AC
5	955 °C×1.5 h, WQ	560 °C×6 h, AC
6	1015 °C×1.5 h, WQ	500 °C×6 h, AC
7	1015 °C×1.5 h, WQ	530 °C×6 h, AC
8	1015 °C×1.5 h, WQ	560 °C×6 h, AC

固溶温度在两相区时，组织中发生静态再结晶和  $\alpha \rightarrow \beta$  相的 2 种转变，组织中  $\alpha_p$  相由两部分构成，一部分为未溶解的  $\alpha_p$  相，另一部分为经溶解以及球化而形成的  $\alpha_p$  相，此时  $\alpha_p$  相的分布和成分与溶质元素的取向关系、分布情况以及界面能有关<sup>[11-12]</sup>。当固溶温度位于单相区时，合金经过高温固溶处理，大量的亚稳定  $\beta$  相分布在组织中，由于亚稳定  $\beta$  相为过饱和固溶体且稳定性较差，进行水冷时，再结晶晶粒来不及生长，同时组织中产生晶格畸变，导致亚稳定  $\beta$  相解析出大量无方向性的针状  $\alpha'$  相，且不规则的分布在  $\beta$  基体上。

图 2a1、2a2、2a3 为两相区固溶处理后，再经时效处理后的微观组织，与图 2a 相比， $\alpha_p$  相形貌几乎没有变化，最明显的变化为时效后组织中出现  $\beta_T$ ，并有大量  $\alpha_s$  相析出，且  $\alpha_s$  相的数量以及尺寸随着时效时间增加而增加。图 2b1、2b2、2b3 为单相区固溶时效处理后的微观组织，与图 2b 相比，组织的微观形貌几乎一致， $\alpha_s$  相的数量和尺寸随着时效时间增加而增加，并有明显的晶界  $\beta$  出现。

由图 2 中还可发现，当时效温度较低时，组织中析出的  $\alpha_s$  相较模糊且细小，这是由于当时效的温度较低时，经固溶形成的亚稳定  $\beta$  相在时效过程中进行分解时，会导致分解的驱动力不足，所以析出的  $\alpha_s$  相较少。组织经时效后  $\alpha_s$  相尺寸增加，且固溶温度为 1015 °C 时较大，这是因为组织中  $\alpha_s$  相的析出过程实质为形核以及长大，当固溶温度较高时，合金的过冷度增大，固溶温度不断升高， $\alpha_p$  相不断溶解，不断增加  $\beta$  基体饱和度，在进行时效和冷却过程中，形核所需驱动力不断增加，析出的  $\alpha_s$  相有充足时间粗化<sup>[13]</sup>。

### 2.2 XRD 分析

图 3 为经不同固溶时效处理后的试样 XRD 图谱。因为等轴  $\alpha_p$  相与马氏体  $\alpha'$  相的晶体结构一致，都为密排六方结构（hcp），其点阵常数十分接近，导致在 XRD 图谱中，二者峰值接近且很难区分<sup>[14-15]</sup>，故需要与微观组织相结合进行分析。由图 2 的微观组织可得，进行 955 °C 固溶处理后时，微观组织以  $\alpha_p$  相为主，未见明显  $\alpha'$  相，固溶温度为 1015 °C 时，微观组织以  $\alpha'$  相为主， $\alpha_p$  相完全消失，且两组固溶处理后的组织中均有  $\alpha''$  相出现，当进行时效处理后，组织中的亚稳定  $\beta$  相、 $\alpha'$  相、 $\alpha''$  相将会分解为  $\alpha$  相和  $\beta$  相，其中  $\alpha$  相以  $\alpha_p$  相、 $\alpha_s$  相等形式出现， $\beta$  相以残余  $\beta$  相为主，因为残余  $\beta$  相含量较少，故在 XRD 图谱中无明显衍射峰。故 TC11 钛合金棒材在两相区固溶处理后，组织由  $\alpha$  相与  $\alpha''$  相构成，在单相区固溶处理后，组织由  $\alpha'$  相与  $\alpha''$  相构成，当进行时效处理后，组织均由  $\alpha$  相和  $\beta$  相构成。

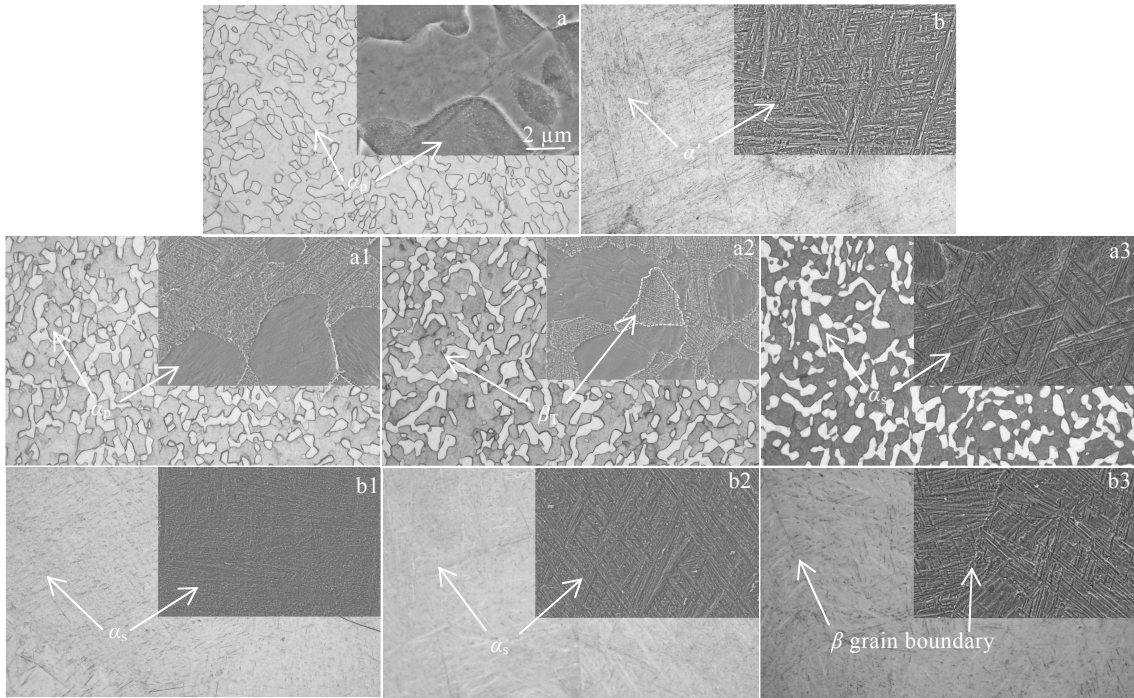


图 2 不同固溶时效处理后的试样微观组织

Fig.2 Microstructures of the samples after different solution (a, b) and aging treatments (a1-a3, b1-b3): (a) 955 °C, (b) 1015 °C; (a1, b1) 500 °C, (a2, b2) 530 °C, (a3, b3) 560 °C

通常情况下，固溶后得到亚稳相再经时效处理后的强化效果顺序依次为亚稳  $\beta$  相、 $\alpha'$ 相、 $\alpha''$ 相，三者关系十分密切，其晶体结构示意图如图 4 所示<sup>[16]</sup>。当组织中  $\beta$  稳定性元素含量较低时， $\beta$  相发生转变，晶体结构由体心立方转变为密排六方，即  $\beta \rightarrow \alpha'$ 相。当  $\beta$  稳定性元素含量较多时，此时  $\beta$  相发生晶格转变时遇到的阻力变大，体心立方结构转变为斜方晶格，即  $\beta \rightarrow \alpha''$ 相<sup>[17]</sup>。马氏体相变为无扩散相变的一种，其晶体结构通过切变方式进行转变，固态相变由界面迁移进行控制。转变过程中，原子在  $\beta$  相中进行集体且有规律的迁移运动，当产生较大的迁移距离时，形成  $\alpha'$ ，当产生较小的迁移距离时，形成  $\alpha''$ 相。根据晶体结构分析， $\alpha''$ 相为斜方结构，可看作  $\beta$  相(体心立方结构)与  $\alpha'$ 相(密排六方结构)的一种过渡相，故体心立方结构发生切变时，更容易形成斜方结构。从冷却速率以及过冷度来看，组织中的  $\alpha'$ 相以及  $\alpha''$ 相皆是由高温  $\beta$  相转变得到的<sup>[18]</sup>。

由图 3 还可知，在固溶条件下，当温度为 1015 °C 时，相比较 955 °C，其 (0002) 与 (10 $\bar{1}$ 1) 衍射峰的强度有较明显上升，而 (10 $\bar{1}$ 2) 和 (10 $\bar{1}$ 3) 衍射峰消失。经 955 °C 固溶后再时效，除 (11 $\bar{2}$ 0) 衍射峰随着时效温度升高而升高外，其余衍射峰大体一致，无明

显变化，当经 1015 °C 固溶后再时效后，(0002)与(10 $\bar{1}$ 1) 衍射峰时效后下降明显，而(10 $\bar{1}$ 2)、(11 $\bar{2}$ 0)、(10 $\bar{1}$ 3) 3 个衍射峰时效后出现，并随着时效温度升高而增强。因为 TC11 钛合金中 Al 元素和 Mo 元素含量较高，当固溶与时效的温度升高， $\beta_T$ 中的 Al 元素含量增加，而 Mo 元素含量降低程度更大，元素含量改变会使晶体结构发生改变，导致其晶格常数发生变化，从而影响衍射峰强度改变<sup>[15]</sup>。

### 2.3 冲击性能

图 5 为 TC11 钛合金棒材在不同固溶时效处理后的冲击韧性值，由图 5 可知，合金在固溶条件下，当固溶温度为 955 °C 时，合金的冲击韧性为 22 J/cm<sup>2</sup>，而当固溶温度为 1015 °C 时，其冲击韧性为 17 J/cm<sup>2</sup>。当合金再经时效处理后，相比于固溶条件下，合金的冲击韧性均有所下降，且 2 组合金的冲击韧性值均是随着时效温度升高而降低，但降低幅度较小。综合比较，无论是固溶处理还是固溶时效处理，均是当固溶温度位于两相区时 (955 °C) 的冲击韧性较大。

影响合金冲击韧性主要因素为组织中裂纹萌生和裂纹延伸所需要的能量，所以冲击韧性实质是材料抵抗裂纹开动和裂纹延伸的能力<sup>[19]</sup>。在 2 组能量中，裂纹萌生阶段吸收的能量为主要能量，而裂纹扩展所需

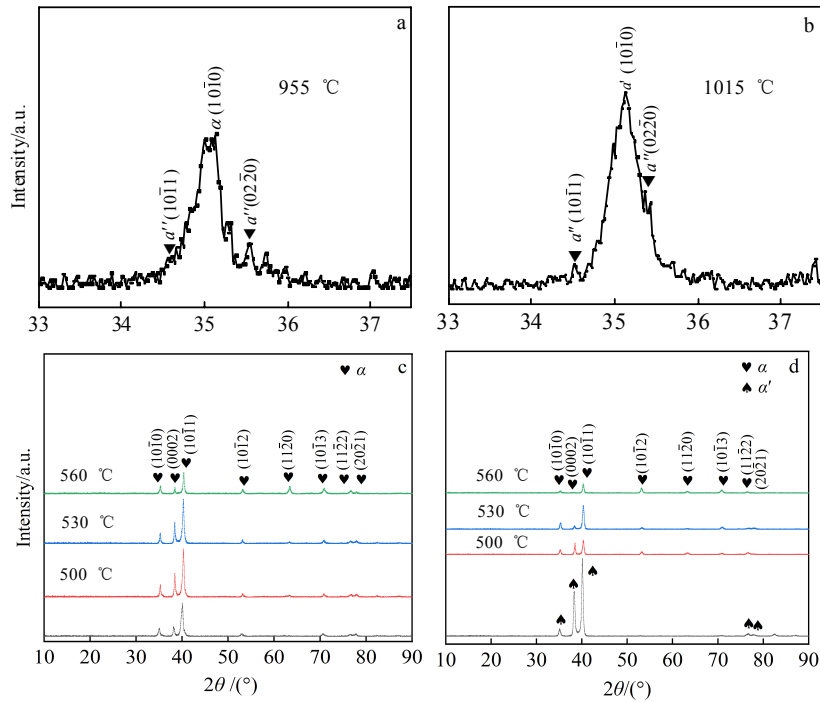


图 3 经固溶时效处理后的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of the samples after solution (a, b) and aging treatment (c, d)

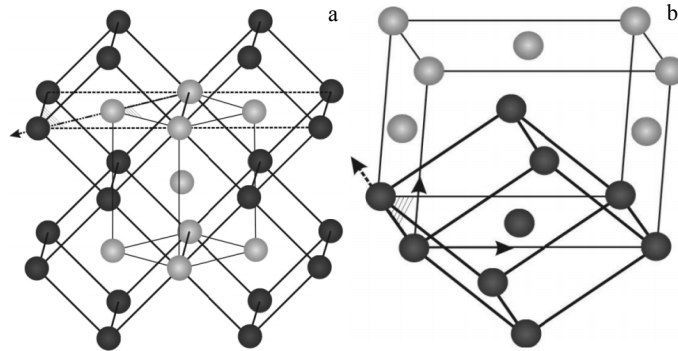


图 4  $\beta$  相与  $\alpha'$  相以及  $\alpha''$  相的晶体结构示意图

Fig.4 Schematic diagram of crystal structure of  $\beta$  phase,  $\alpha'$  phase and  $\alpha''$  phase<sup>[16]</sup>: (a) crystallographic relationship of  $\beta$  and  $\alpha'$  phases and (b) crystallographic relationship of  $\beta$  and  $\alpha''$  phases

要的能量为次要能量，决定裂纹萌生以及裂纹扩展能量的因素不同，裂纹萌生能量与合金缺口位置塑性变形程度呈正比，而裂纹扩展能量通常与裂纹扩展路径的曲折程度呈正比。也有文献指出<sup>[20]</sup>，裂纹在扩展区中产生的塑性变形程度小于裂纹萌生区，这是因为裂纹扩展区的局部取向差远低于裂纹萌生区的局部取向差，即使容易变形的  $\beta$  相也没有产生严重的塑性变形，表明裂纹扩展过程中的塑性变形要小得多。因此，裂纹扩展过程中塑性变形所消耗的能量远低于裂纹萌生过程中所消耗的能量。

在固溶条件下，当固溶温度为 955 °C 时，组织由  $\alpha_p$

相与  $\alpha''$  相构成，因为  $\alpha_p$  相对滑移有促进作用，导致合金塑性较高，组织在变形时具有良好的协调性，提高冲击韧性。当固溶温度为 1015 °C 时，组织中  $\alpha_p$  相完全消失，组织由粗大  $\beta$  晶粒构成，并析出大量塑性较差的  $\alpha'$  相，此时组织的协调性较差，从而降低冲击韧性。

当合金经 955 °C 固溶处理后，再对其进行时效处理，当时效温度为 500 °C 时，因为此时时效温度较低，组织中析出的  $\alpha_s$  相较模糊且细小， $\beta_T$  中包含较多残余  $\beta$  相以及细小的  $\alpha_s$  相，交错排列的  $\alpha_s$  相之间存在一定的晶体学取向差，在  $\beta_T$  内发生塑性变形会导致不同  $\alpha_s$  相之间的界面变形不相容，导致微尺度的应变不相容和应

力集中，从而促进空洞形核<sup>[20]</sup>。此外，由于  $\beta_T$  中包含较多的残余  $\beta$  相，由  $\alpha_s$  相形成的片层组织与残余  $\beta$  相构成的  $\beta_T$  在受到冲击应力时，其整体变形均匀性较低，导致塑性变形极不均匀，增加裂纹尖端的塑性区范围，因此裂纹尖端的塑性区较大(图 6a)。当时效温度为 530 °C 时，因为时效温度升高，固溶时形成的亚稳定  $\beta$  相分解较为完全， $\beta_T$  中  $\alpha_s$  相含量与尺寸均有所增加，残余  $\beta$  相含量较少， $\beta_T$  较为稳定，此时位错会倾向于在  $\alpha_p$  相的晶界位置以及  $\beta_T$  中较薄的片层组织处发生聚集，由于位于  $\beta_T$  中交错排列的  $\alpha_s$  相的位错取向角较大，且由  $\alpha_s$  相形成片层组织与  $\beta_T$  之间没有 Burgers 取向关系<sup>[21]</sup>，导致堆积的位错难以通过滑动释放，因此，塑性变形集中在裂纹尖端较小的区域，导致塑性区较小，裂纹萌生能量下降(图 6b)。当时效温度为 560 °C 时，其位错的产生和滑移过程与时效温度为 530 °C 时基本一致，但由于时效温度的升高， $\beta_T$  中  $\alpha_s$  相会略微长大，会略微增加  $\beta_T$  中  $\alpha_s$  相片层组织的滑移距离，增加位错的堆积程度，在这种情况下，较小的外应力可以在较小的微观区域内产生足够大的应力来引发断裂，表现出较低的裂纹萌生能量。当合金经 1015 °C 固溶温度处理后，再经不同时效温度处理，其裂纹萌生的过程与上文所述过程类似(图 6c)，但由于此时组织中  $\alpha_p$  相完全消失，因为  $\alpha_p$  晶粒的晶体取向是无序分布的，会激活各种类型的滑移系统，从而有助于协调塑性变形，这是无论是否经过时效处理，均是固溶温度为 955 °C 时，合金的冲击韧性较大的主要原因。

在裂纹扩展能量方面，在固溶温度为 955 °C 时，由于经时效处理后的组织中  $\alpha_p$  相与  $\beta_T$  强度不同，导致  $\alpha_p$  相与  $\beta_T$  界面存在变形不相容性<sup>[22]</sup>。因此，裂纹扩展路径会沿  $\alpha_p$  相晶界或穿过  $\alpha_p$  相晶界扩展，当扩展裂纹遇到  $\beta_T$  后，裂纹在穿过较薄的片层组织时，裂纹

扩展路径的曲折程度相对较小。然而，当时效温度升高， $\alpha_s$  相长大，裂纹很难穿过较厚的  $\alpha_s$  相片层组织，而是绕过部分  $\alpha_s$  相片层进行扩展，导致裂纹路径更加迂曲，从而提高裂纹扩展能量(图 7b)。在固溶温度为 1015 °C 时，此时组织中  $\alpha_p$  相完全消失后，再经时效处理后，组织中大角度  $\beta$  晶界成为阻碍裂纹扩展的重要障碍，会导致局部裂纹停滞。此外，因为  $\beta$  晶界尺寸较大，裂纹路径的整体波动较大(图 7d)。有研究表明<sup>[23-24]</sup>，裂纹的偏转会在裂纹扩展过程中消耗更多的能量，从而提高了抵抗裂纹扩展的能量。由于不同组织的裂纹扩展能具有一定差异性，其中，全片层状组织的裂纹扩展能量要高于双态组织，这说明决定裂纹萌生能量的因素与决定扩展能量的因素有所不同。

综上所述，合金的冲击韧性随着时效温度的升高，其裂纹萌生阶段吸收的能量逐渐减小，而裂纹扩展阶段吸收的能量逐渐增加，但由于裂纹萌生阶段吸收的能量为主要能量，在二者综合作用下，导致合金的冲击韧性随着时效温度的升高而逐渐减小。

### 2.4 裂纹扩展路径

依据图 5 中冲击韧性的趋势值，两相区与单相区固溶处理的冲击韧性区别较大，两组温度经时效处理后，其冲击韧性值变化幅度较小，数值差距较小，故选取两组固溶温度与时效温度均为 530 °C 的试样分析其裂纹扩展路径。

图 7a 为经两相区固溶处理后的裂纹扩展路径，发现其扩展路径直接穿过  $\alpha_p$  相，以穿晶开裂为主，也有少量在  $\alpha/\beta$  界面处或沿  $\alpha_p$  相与  $\beta$  基体界面处开裂，裂纹整体扩展路线较为平缓，表明裂纹的扩展路径受  $\alpha_p$  相的影响较小。图 7b 为经时效处理后的裂纹扩展路径，因为时效后组织中出现明显的  $\beta_T$ ，与图 7a 相比较，其扩展路径受到  $\beta_T$  的阻碍，导致裂纹路径产生偏

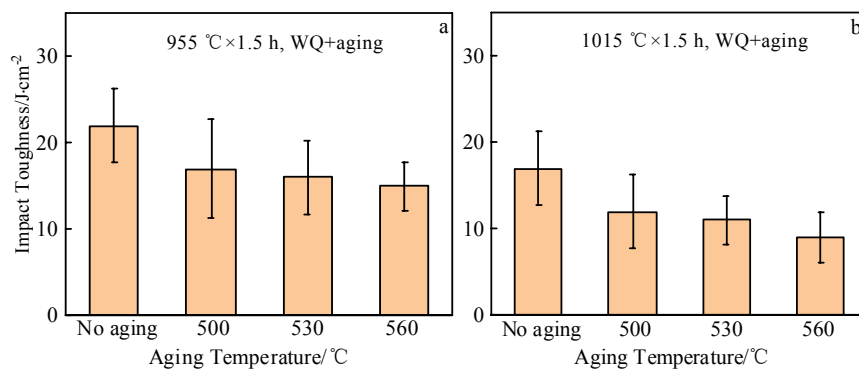


图 5 TC11 钛合金经不同固溶时效处理后的冲击韧性

Fig.5 Impact toughness of TC11 alloy after solution aging treatments at different solution temperatures: (a) 955 °C and (b) 1015 °C

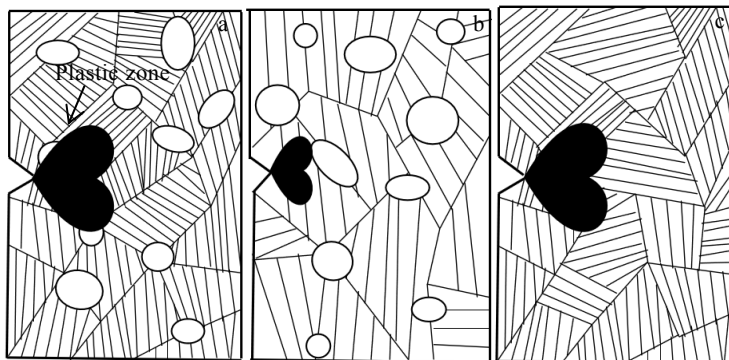


图 6 经不同固溶时效处理后的试样缺口尖端塑性区示意图

Fig.6 Diagram of plastic zone at notch tip of the samples after different solution and aging treatment: (a) 955 °C×1.5 h, WQ + 500 °C×6 h, AC; (b) 955 °C×1.5 h, WQ + 530 °C×6 h, AC; (c) 1015 °C×1.5 h, WQ + 500 °C×6 h, AC

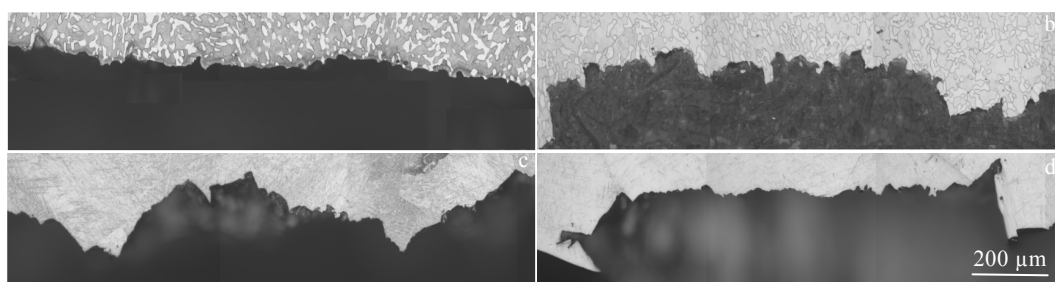


图 7 经不同固溶时效处理后的试样裂纹扩展路径

Fig.7 Crack propagation paths of the samples after different solution (a, c) and aging (b, d) treatments: (a) 955 °C, (c) 1015 °C; (b) 955 °C+530 °C, and (d) 1015 °C+530 °C

折，增加扩展路径曲折性。如图 7c 所示为经单相区固溶处理后的裂纹扩展路径，此时组织为片层组织，且存在粗大的  $\beta$  晶粒，裂纹扩展路径的曲折程度较大，扩展路径大体沿  $\beta$  界面延伸，其路径曲折程度大于两相区固溶的曲折程度。如图 7d 为经时效处理后裂纹扩展路径，组织中  $\alpha_s$  相数量增加，形成的片层尺寸更大，导致其与  $\beta$  相力学性能差异增大，较强的位错塞积会使组织产生剪切断裂，裂纹在扩展时会发生将近 90° 巨大偏转，此时扩展路径更加曲折。

### 2.5 冲击断口微观形貌

与裂纹扩展路径相一致，选取经两相区与单相区固溶处理后以及时效温度为 530 °C 的冲击试样进行断口微观形貌分析，图 8 为所选试样的冲击断口微观形貌，当固溶温度为两相区时，断口微观形貌为大量等轴韧窝(位置 A)，此形貌为明显的韧性断裂特征，宏观体现为塑性良好。韧窝通常是以  $\alpha_p$  相为微孔成核的核心源，通过微孔成核、长大以及聚合等方式使合金发生裂纹、扩散、断裂，由于固溶温度位于两相区时的  $\alpha_p$  相尺寸较大，在微孔聚合长大过程中导致韧窝具有较大尺寸<sup>[25]</sup>。

当合金在两相区固溶再经时效处理后，断口微观形貌除包含大量韧窝外，还有一定数量的二次裂纹(位置 B)，二次裂纹通常是冲击试样于纤维区发生断裂时形成的，在强大的外应力作用下，位于组织内部的微小孔洞会长大并进行聚合，最后形成二次裂纹，除上述原因外，合金经时效处理后，组织中出现  $\beta_T$ ，并析出大量细小  $\alpha_s$  相，当裂纹在扩展过程中遇到  $\alpha_s$  相时，会产生裂纹分枝现象，从而使得组织中形成二次裂纹。同时，断口形貌有明显的高低起伏，这是由于在发生断裂的过程中， $\alpha_s$  相会增强对裂纹扩展的阻碍作用，增加扩展路径的曲折性，因此其断口微观形貌呈现为高低起伏的崎岖形貌。

当固溶温度位于单相区时，合金断口微观形貌以岩石状为主，并出现明显断裂棱(位置 C)，大量尺寸较小且深度较浅的小韧窝分布在岩石形貌表面，此形貌为明显的脆性断裂特征。当合金经单相区固溶处理后，组织以粗大  $\beta$  晶粒为主， $\alpha_p$  相完全消失，这种晶界完整且平直粗大  $\beta$  晶粒在塑性变形时，在晶界位置容易有空洞形成并快速扩展，大幅度降低合金性能。在进行冲击试验时，因为组织并无  $\alpha_p$  相，导致粗大  $\beta$  晶

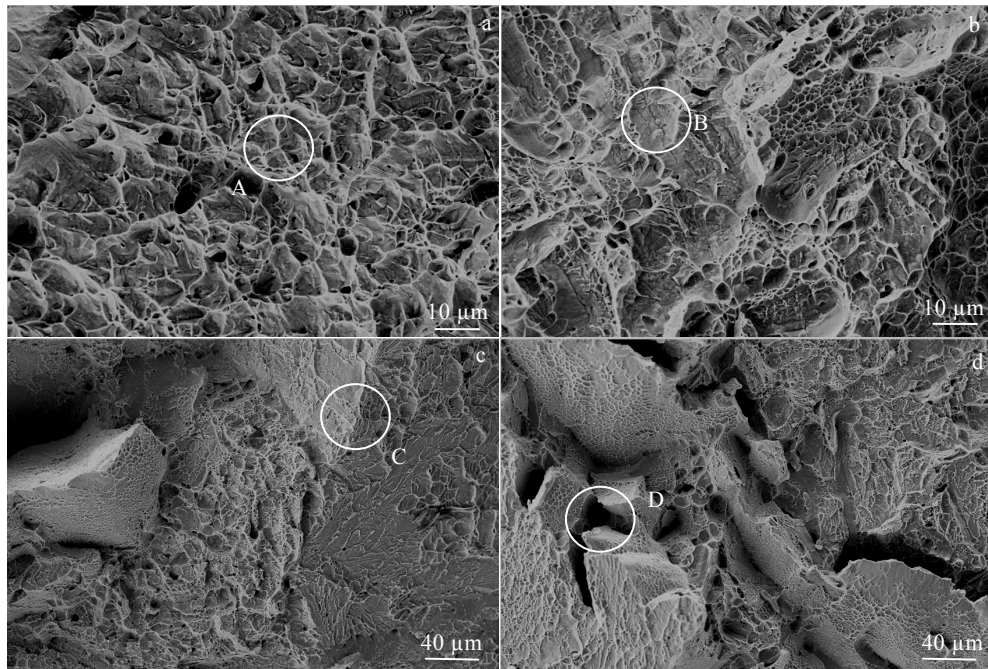


图8 经不同固溶时效处理后的试样冲击断口微观形貌

Fig.8 Morphologies of impact fracture of the samples after different solution (a, b) and aging (c, d) treatments: (a) 955 °C, (b) 1015 °C; (c) 955 °C+530 °C, and (d) 1015 °C+530 °C

粒优先发生塑性变形，在塑性变形的过程中，组织中会不断形成微孔，微孔在长大过程中会接触相连，使得粗大 $\beta$ 晶粒在断裂过程中会形成尺寸较小且深度较浅的韧窝<sup>[26]</sup>。

当合金在单相区固溶再经时效处理后，断口微观形貌和固溶处理后接近，均以岩石状形貌为主，并有大量细小韧窝分布在表明，但撕裂棱更加明显，较大且明显的撕裂棱说明此时合金冲击韧性更差，与实际结果相符合。与两相区固溶时效处理后断口形貌一致，断口中均有二次裂纹存在，除此之外，断口中还存在明显的空洞（位置D），这是因为经单相区固溶时效处理后，组织中 $\alpha_s$ 相的含量和尺寸均有所增加，当裂纹的尖端进行扩展时会遇到尺寸较大的 $\alpha_s$ 相时，产生的应力集中现象更加明显，增强抵抗裂纹继续扩展的能力，裂纹会产生绕弯偏转，扩展方向沿着 $\alpha/\beta$ 晶界交界处进行，此区域会有空洞形成。

### 3 结 论

1) TC11 钛合金经 955 °C 固溶处理后，组织以等轴状和长条状的 $\alpha_p$ 相为主，经时效处理后，组织中出现 $\beta_T$ ，并析出 $\alpha'$ 相。经 1015 °C 固溶处理后，组织中 $\alpha_p$ 相消失，析出大量 $\alpha'$ 相并出现晶界 $\beta$ 相。

2) 通过 XRD 分析可得，经 955 °C 固溶处理后，

组织由 $\alpha$ 相与 $\alpha''$ 相构成，经 1015 °C 固溶处理后，组织由 $\alpha'$ 相与 $\alpha''$ 相构成，两组固溶条件下的合金经时效处理后，组织均由 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相构成。

3) 2 组固溶温度中，当温度为 955 °C 时冲击韧性最大，最大值为 22 J/cm<sup>2</sup>，经时效处理后，2 组合金的冲击韧性均有所降低，且随着时效温度的升高而逐渐降低，但降低幅度较小。

4) 固溶温度为 955 °C 时，断口形貌以等轴韧窝为主，具有韧性断裂特征，经时效处理后，断口形貌中除包含韧窝外，还出现二次裂纹。当固溶温度为 1015 °C 时，断口形貌以岩石状为主，并出现明显撕裂棱，具有脆性断裂特征，经时效处理后，断口形貌和固溶处理后接近，除具有二次裂纹外，还出现明显的空洞。

### 参考文献 References

- [1] Peters M, Kumpfert J, Ward C H *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5: 419
- [2] Yang Wanbo, Huo Yuanming, He Tao *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(2): 386
- [3] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys*[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2003: 292
- [4] Zhang Ling, Liao Wenhe, Liu Tingting *et al. Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2021, 35(3): 439

- [5] Huang Yu(黄 瑜), Chen Jing(陈 静), Zhang Fengying(张凤英) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(12): 2146
- [6] Chen Junhong, Xu Weifang, Zhang Fangju *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(6): 1883
- [7] Lei L, Zhao Y Q, Zhao Q Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 801: 140 411
- [8] Buirette C, Huez J, Gey N *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 618: 546
- [9] Xu J, Zeng W, Zhao Y W *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 676: 434
- [10] Zhu Hong(朱 红), Wen Xin(温 鑫), Wan Mingpan(万明攀) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2020, 37(3): 1
- [10] Zhou Yigang(周义刚), Zeng Weidong(曾卫东), Li Xiaoqin(李晓芹) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(1): 45
- [11] Zhang Shangzhou(张尚洲), Wang Qingjiang(王青江), Li Geping(李阁平) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S1): S70
- [12] Yang Yi(杨 义), Xu Feng(徐 锋), Huang Aijin(黄爱军) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(7): 713
- [13] Zhang Jin(张 津), Liu Zhenyang(刘贞阳), Gou Haiming(郭海明). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(1): 17
- [14] Chung W C, Tsat L W, Chen C. *Materials Transactions*[J], 2009, 50(3): 544
- [15] Esmaily M, Mortazavi S N, Todehfalah P *et al. Materials & Design*[J], 2013, 47: 143
- [16] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 30(4): 1
- [17] Xin Shewei(辛社伟). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2021, 38(6): 37
- [18] Xu Jianwei, Zeng Weidong, Zhou Dadi *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(11): 3428
- [19] Lu Kaikai(卢凯凯), Zhou Lipeng(周立鹏), Li Minna(李敏娜) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2020, 41(1): 44
- [20] Lei Lei, Zhao Qinyang, Zhao Yongqing *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 177: 111 164
- [21] Jia Zhiqiang(贾志强), Zeng Weidong(曾卫东), Wang Kaixuan(王凯旋). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2895
- [22] He D, Zhu J C, Zaefferer S *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 549: 20
- [23] Nam Koo Hyun, Park II H, Ko Seung Hwan. *Nature*[J], 2012, 485(7397): 221
- [24] Ritchie Robert O. *Nature Materials*[J], 2011, 10(11): 817
- [25] An Zhen(安 震), Wang Chen(王 琛), Ding Xu(丁 旭) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(3): 853
- [26] Yang Yi(杨 义), Huang Aijun(黄爱军), Xu Feng(徐 峰) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 25(5): 768

## Effect of Solution and Aging Treatment on Microstructure and Impact Properties of TC11 Titanium Alloy

Zhang Mingyu, Yun Xinbing, Fu Hongwang

(Engineering Research Center of Continuous Extrusion, Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, China)

**Abstract:** TC11 titanium alloy was treated by solution and aging. The relationship between microstructure and impact property of the alloy after different treatments was studied by optical microscope, XRD and impact property test. The results show that after solution treatment at 955 °C, the microstructure of the alloy is composed of  $\alpha_p$  phase and  $\alpha''$  phase, and the morphology of  $\alpha_p$  phase is mainly equiaxed and strip-like. After solution treatment at 1015 °C, the microstructure is composed of  $\alpha'$  phase and  $\alpha''$  phase, and the morphology of  $\alpha'$  phase is fine needle-like. After aging treatment of the alloys under two groups of solution conditions,  $\beta_T$  appears in the microstructure, and  $\alpha_s$  phase is precipitated. The maximum impact toughness of the alloy is 22 J/cm<sup>2</sup> after solution treatment at 955 °C. After aging treatment, the impact toughness of the two groups of alloys decreases with the increase in aging temperature. When the solution temperature is 955 °C, the fracture morphology shows ductile fracture characteristics. After aging treatment, secondary cracks appear in the fracture morphology. When the solution temperature is 1015 °C, the fracture morphology shows brittle fracture characteristics. After aging treatment, the fracture morphology exhibits holes in addition to secondary cracks.

**Key words:** TC11 titanium alloy; microstructure; impact properties; fracture morphology

Corresponding author: Yun Xinbin, Ph. D., Professor, Engineering Research Center of Continuous Extrusion, Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, P. R. China, Tel: 0086-411-84109416, E-mail: yunxb@djtu.edu.cn