

# 固溶时间对 Ti-5553 显微组织及拉伸性能的影响

张瑞雪<sup>1,2</sup>, 马英杰<sup>2</sup>, 黄森森<sup>1,2</sup>, 雷家峰<sup>2</sup>, 王平<sup>1</sup>, 杨锐<sup>2</sup>

(1. 东北大学, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 研究了两相区不同固溶时间对 Ti-5553 合金显微组织及拉伸性能影响。利用扫描电镜观察显微组织随固溶时间的演化行为, 重点分析了初生  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ) 比例及长宽比分布随固溶时间的变化规律, 利用 EBSD 技术表征了固溶保温阶段晶界  $\alpha$  相及晶内  $\alpha$  的晶体取向演化, 利用电子万能试验机进行了室温拉伸性能测试。结果表明: 随着固溶时间的增加, 初生  $\alpha$  比例降低, 等轴化程度增加, 进一步导致拉伸塑性变形过程中位错运动的阻力及合金强度降低; 晶界  $\alpha_p$  在固溶过程中是以“热切口”的形式发生截断, 然而截断部分晶体取向仍保持一致。

**关键词:** Ti-5553; 初生  $\alpha$  相; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)03-0985-05

Ti-5553 是一种高强高韧的亚稳  $\beta$  钛合金, 具有良好的淬透性和疲劳性能, 在航空航天大型构件中的应用远远超过其他合金<sup>[1-3]</sup>。航空制造业中, 为了减少化石燃料的消耗和 CO<sub>2</sub> 的排放, 研究者已经将焦点聚于减重上<sup>[4]</sup>, 目前 Ti-5553 已有取代传统合金 Ti-10V-2Fe-3Al 成为新航空专用材料的趋势<sup>[5]</sup>。亚稳  $\beta$  钛合金进行单相区变形会保留部分亚稳  $\beta$  相, 经再结晶退火后形成具有粗大  $\alpha$  晶界和均匀细密的  $\alpha$  片层结构的魏氏组织; 初生  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ) 于热变形或两相区固溶过程中形成; 次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ) 于时效过程或缓慢冷却过程从  $\beta$  基体中析出;  $\alpha_p$  及  $\alpha_s$  的形态和尺寸会对材料力学性能有重要影响<sup>[6-9]</sup>。单纯提高合金强度可通过调整时效温度和时间等多种手段来实现, 然而在不损失强度的前提下提高合金塑性是一项极具挑战性的工作。

$\alpha_p$  主要于热变形中形成, 但真正能够精确控制  $\alpha_p$  在基体中含量和形态的重要手段是两相区固溶处理<sup>[10]</sup>。目前针对固溶温度的影响已有广泛研究: 王清江<sup>[11]</sup>等人的研究表明确保 Ti60 合金具有较好的工艺塑性, 等轴  $\alpha_p$  在均匀密布  $\alpha_s$  的  $\beta$  基体中比例要严格控制在 10%~30% 之间以获得优异的力学性能; Fan<sup>[12,13]</sup> 等人研究结果表明, 固溶温度升高  $\alpha_p$  含量减少, 强度降低塑性升高, 与 Ti-5553 合金的力学性能具有相似的变化规律及显著的时效强化效果<sup>[14,15]</sup>。此外  $\alpha_p$  的形态也对合金的力学性能有显著影响, 在多种钛合金合金中发现等轴  $\alpha_p$  与均匀分布的片层  $\alpha_s$  融合结构可得到合金强塑性的最佳配比<sup>[16,17]</sup>。通过控制固溶保温时间不仅可以控制  $\alpha_p$  的含量及形态, 更能够影响 Al、Mo 等元素在  $\alpha$  与  $\beta$  相间扩散<sup>[18-20]</sup>, 对各项力学性能配比

调控具有非常重大的理论和实际操控意义。

本研究针对 Ti-5553 合金, 研究了不同固溶保温时间对  $\alpha_p$  尺寸和形态的影响、 $\alpha_p$  的分布对  $\alpha_s$  析出以及合金力学性能的影响; 采用 EBSD 技术深入分析了  $\beta$  基体与  $\alpha_p$  的取向关系对  $\alpha_p$  的形态变化的影响。

## 1 实验

本实验材料为  $\Phi 55$  mm 的钛合金单相区锻棒, 其名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.6Fe。材料经单相区锻造后原始组织如图 1 所示。实验材料的  $\beta$  转变温度经金相法测得 ( $805 \pm 5$ ) °C。取 4 个  $\Phi 55$  mm  $\times$  65 mm 圆柱试样进行不同保温时间的固溶处理后空冷至室温, 固溶温度为 770 °C, 固溶时间分别为 1、5、15、48 h。对固溶所得 4 组试样均进行 560 °C 保温 4 h 后经空冷至室温的时效处理。分别于 4 组试样取  $\Phi 10$  mm  $\times$  60 mm 的棒状拉伸试样 (标距 25 mm、标距段直径 5 mm)

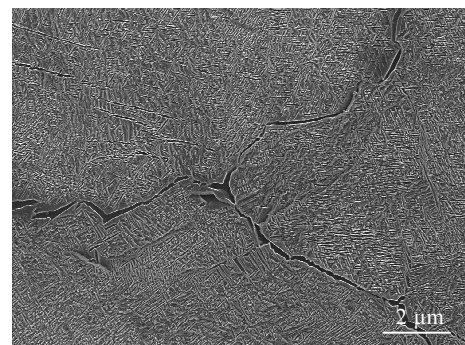


图 1 Ti-5553 合金原始组织微观形貌

Fig.1 Original micromorphology of Ti-5553 alloy

收稿日期: 2019-03-25

基金项目: 国家自然科学基金 (51871225); 中国科学院战略性科技先导专项 (B 类) (XDB06050100)

作者简介: 张瑞雪, 女, 1992 年生, 博士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83681708, E-mail: zrx532@163.com

各 3 支进行拉伸性能检测，以及  $\Phi 10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$  小块试样进行机械磨抛、化学腐蚀后观察棒材横截面显微组织并进行 EBSD 分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 固溶时间对显微组织的影响

图 2 是材料经不同固溶保温时间及相同时效制度的显微组织，观察组织发现随  $770 \text{ }^\circ\text{C}$  固溶保温时间增加，晶内  $\alpha_p$  (Intracrystalline  $\alpha_p$ , InC  $\alpha_p$ ) 相数量减少但尺寸增大，晶界  $\alpha_p$  (Grain Boundary, GB  $\alpha_p$ ) 粗化且发生断裂。由图 2a、2b 和 2c 可看出固溶 1、5 和 15 h 晶内  $\alpha_p$  变化更为明显，尤其是小尺寸的  $\alpha_p$  含量明显减少，GB  $\alpha_p$  略有粗化并出现断裂趋势。固溶时间

达到 48 h 时晶界和晶内  $\alpha_p$  尺寸均显著增加，且宽度方向更为明显，GB  $\alpha_p$  已发生断裂，每段长度不大于  $10 \text{ }\mu\text{m}$ ，如图 2d 所示。图 2 中 4 种固溶保温时间的  $\alpha_p$  相体积分数及  $\alpha_p$  长度在  $1 \text{ }\mu\text{m}$  以上 ( $L_{\alpha_p} > 1 \text{ }\mu\text{m}$ ) 所占个数比的统计结果如表 1 所示，随固溶时间增加  $\alpha$  与  $\beta$  相逐渐达到相平衡状态， $\alpha$  含量逐渐降低；固溶时间 5 与 1 h 相比  $L_{\alpha_p} > 1 \text{ }\mu\text{m}$  的个数比增加，即部分  $L_{\alpha_p} < 1 \text{ }\mu\text{m}$  的  $\alpha_p$  溶解在  $\beta$  基体中 (图 2a、2b)，尺寸越小的  $\alpha_p$  界面曲率越大越不稳定，极易溶解<sup>[10]</sup>；固溶时间增加至 15 h 时  $L_{\alpha_p} > 1 \text{ }\mu\text{m}$  的个数比不增反降，说明大量  $L_{\alpha_p} < 1 \text{ }\mu\text{m}$  的  $\alpha_p$  溶解的同时有大尺寸的  $\alpha_p$  发生断裂，断裂后的  $\alpha_p$  还未来得及全部溶解 (图 2c)；固溶时间足够长至 48 h 时，长度小于  $1 \text{ }\mu\text{m}$  的  $\alpha_p$  几乎全部溶解 (图 2c)。

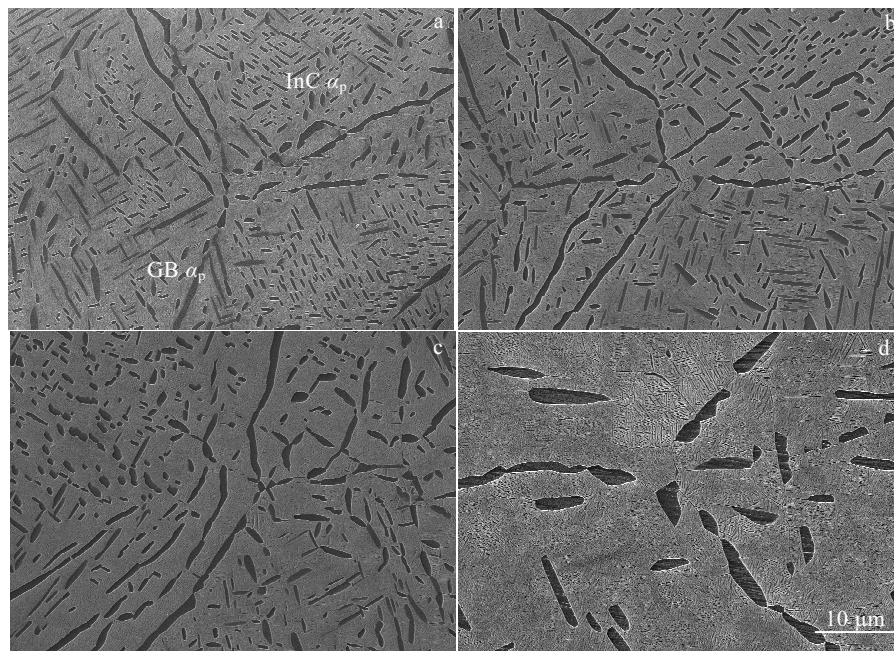


图 2 Ti-5553 合金经不同固溶保温时间的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti-5553 alloy after solution at  $770 \text{ }^\circ\text{C}$  for different holding time: (a) 1 h, (b) 5 h, (c) 15 h, and (d) 48 h

图 3 是晶内  $\alpha_p$  与  $\alpha_s$  的局部放大 SEM 照片。可见，随固溶保温时间增加  $\alpha_p$  比例下降、宽度方向尺寸增加，同时还发现  $\alpha_p$  由大片平行排列逐渐转变为随机排列且分布密度下降；图中白圈标记处 2 个或多个  $\alpha_p$  的一端相互连接，其外形轮廓不规则界面能高，为了自身能够稳定存在 2 个  $\alpha_p$  逐渐溶合到一起以减小界面能如图中黑圈所示，并最终完全溶合到一起使  $\alpha_p$  在长度和宽度方向的尺寸都增大 (图 2d)， $\alpha_p$  尺寸增大的另一个原因是 Al 元素不断向  $\alpha_p$  内聚集，而 Mo、V、Cr 等  $\beta$  稳定元素会向  $\beta$  相内聚集，随着扩散的进行  $\alpha_p$  周围  $\beta$  相的成分与  $\alpha_p$  无限接近使得  $\alpha_p$  自发的长大<sup>[18,19]</sup>。

将图 3 的晶内  $\alpha_p$  长宽比 (Feret Ratio, FR) 统计于图 4 (固溶 48 h 的  $\alpha_p$  长宽比由其他大面积的显微组织图统计得出，包括全部  $\alpha_p$ )。

表 1  $770 \text{ }^\circ\text{C}$  固溶不同保温时间  $\alpha_p$  含量和尺寸统计

Table 1 Size and volume statistics of  $\alpha_p$  solution treated at  $770 \text{ }^\circ\text{C}$  for different holding time

Solution time/h	Volume fraction of $\alpha_p$ /%	Statistics
		$L_{\alpha_p} > 1 \text{ }\mu\text{m}$ /%
1	28	62
5	26	70
15	21	59
48	12	99

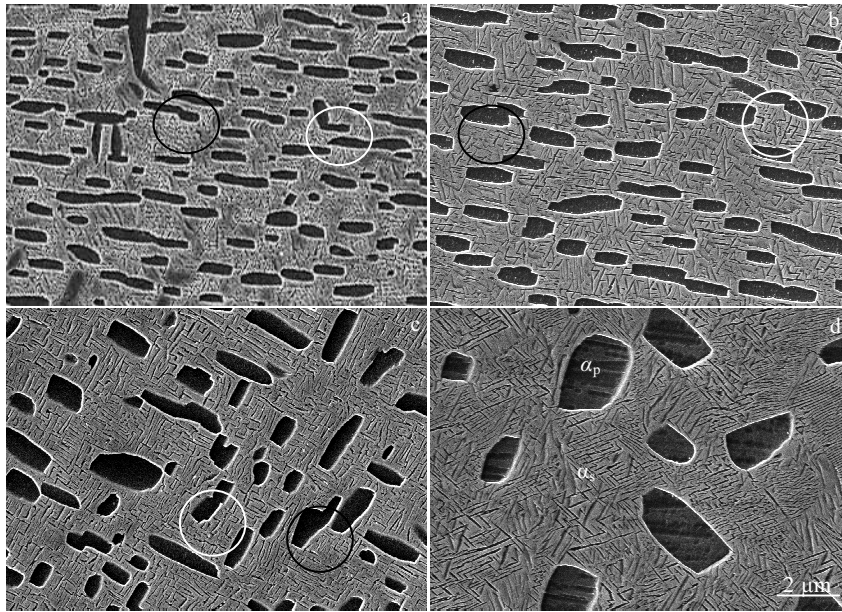


图 3 晶内初生  $\alpha$  及次生  $\alpha$  相的 SEM 形貌

Fig.3 SEM images of intracrystalline primary  $\alpha$  and secondary  $\alpha$  solution at 770 °C for various holding time:

(a) 1 h, (b) 5 h, (c) 15 h, and (d) 48 h

图 3a 与 3b 对比可见  $\alpha_p$  长度方向几乎没有长大，而在宽度方向上增长，导致  $FR > 4$  的  $\alpha_p$  含量大幅降低而  $FR < 2.5$  的  $\alpha_p$  含量明显升高，此外还发现几乎全部短棒状的  $\alpha_p$  在长度方向上相互平行排列；图 3c 中  $\alpha_p$  在宽度方向上增长更明显，长宽比结果也表明  $FR < 2.5$  的  $\alpha_p$  含量达到 67%，在增长的同时  $\alpha_p$  的排列随机化，但仍能观察到少数  $\alpha_p$  存在平行关系， $\alpha_p$  的间距相较于前两图中  $\alpha_p$  之间的距离明显变大；图 3d 中  $\alpha_p$  宽度已经超过 1  $\mu m$ ，由于统计结果包含了晶界  $\alpha_p$  故  $FR > 4$  的  $\alpha_p$  含量略有增加，还观察到  $\alpha_p$  不存任何方向的平行关系。此外固溶时间增加  $\alpha_p$  分布密度逐渐降低， $\alpha_p$  间距增加有助于  $\alpha_s$  生长， $\alpha_s$  片层长度增加，图 3d 中  $\alpha_s$  片层长度已达到 2  $\mu m$ 。

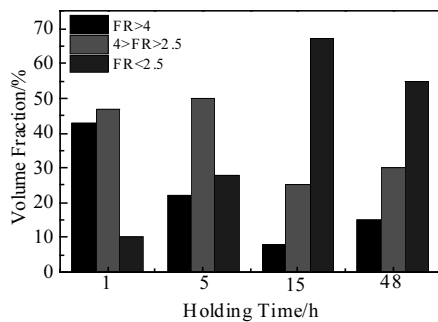


图 4 770 °C 固溶不同保温时间  $\alpha_p$  晶粒体积分数统计

Fig.4 Histogram of volume statistics of  $\alpha_p$  solution treated at 770 °C for various holding time

图 5a 采用 BESD 技术对晶内  $\alpha_p$  及 GB  $\alpha_p$  征与  $\beta$  基体的取向关系表征的 IPF，图 5b 以绿线表示  $2^\circ \sim 10^\circ$  的小角度晶界，以红线表示大于  $10^\circ$  的大角度晶界，以黑线表示  $\alpha$  与  $\beta$  两相的相界 (PB)，黑色相界线完整包裹着 GB  $\alpha_p$  及晶内  $\alpha_p$  的外轮廓。图中  $1\alpha_p$  与  $2\alpha_p$  均为 GB  $\alpha_p$ ，即使已经断开并存在一段距离，但仍有大角度原始  $\beta$  晶界将其相连，而且根据反极图颜色所示两 GB  $\alpha_p$  取向仍保持一致，这也说明  $1\alpha_p$ 、 $2\alpha_p$  与  $3\alpha_p$  原本同属一条  $\alpha$  晶界，更可观察到  $2\alpha_p$  已出现缺口，这种缺口是本身存在的位错引起晶格畸变的畸变能在固溶过程中得到释放，在长时间固溶的情况下逐渐形成“热切口”，它的本质是一种热力学缺陷<sup>[10,21]</sup>普遍存在；图中同样发现晶内  $4\alpha_p$  的一端也出现了“热切口”，晶内  $\alpha_p$  中出现“热切口”的现象较少的原因有两点：(1)晶内位错数量较晶界少，释放的畸变能小不易形成“热切口”；(2)晶内  $\alpha_p$  一般呈短棒状而非 GB  $\alpha_p$  的曲折板条状，长度较小形成“热切口”需克服巨大的界面阻力。图中  $5\alpha_p$  与  $6\alpha_p$  为晶内  $\alpha_p$ ，两者相距非常近几乎相连，但根据反极图颜色发现两者取向相异，说明是 2 个独立的晶内  $\alpha_p$  不属同一个  $\alpha$  相。图 5c 为间断的 GB  $\alpha_p$  与晶内  $\alpha_p$  的 SEM 照片，图中能够观察到断续的 GB  $\alpha_p$  间有白色的原始晶界相连，无论是已经截断的  $\alpha_p$  还是即将截断的  $\alpha_p$  均由白色的原始晶界连接在一起，而晶内  $\alpha_p$  相界完整，完全独立存在于  $\beta$  基体中，右侧的晶内  $\alpha_p$  一侧隐约有“热切口”出现。图 5d 与 5e 在图 5c 的基础上时效处理后的 SEM 显微组织，晶

内  $\alpha_p$  的边界经时效后依旧清晰完整, 不受  $\beta$  基体中析出  $\alpha_s$  影响; 原始晶界在时效过程中粗化, 将 GB  $\alpha_p$  截断使其相界不完整, GB  $\alpha_p$  即使在形貌上表现出间断化, 但仍有晶界将其连通。GB  $\alpha_p$  与晶内  $\alpha_p$  发生截断最大的区别在于 GB  $\alpha_p$  两侧由取向不同的 2 种  $\beta$  基体包裹, 即使发生截断  $\beta$  晶界始终存在并起到连接的作用; 而晶内  $\alpha_p$  则被取向完全相同的  $\beta$  基体包裹, 发生截断后不会留下  $\beta$  晶界, 脱离后的 2 个  $\alpha_p$  相互独立, 若脱离后的  $\alpha_p$  尺寸过小, 将难以稳定存在而逐渐溶解于  $\beta$  基体中。

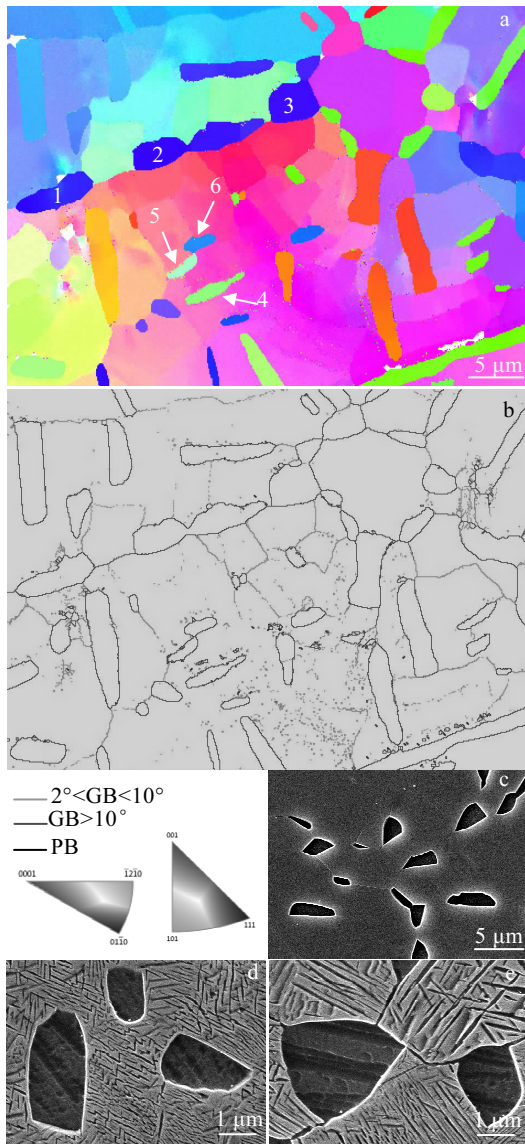


图 5 固溶 48 h 后合金晶界及晶内  $\alpha_p$  的 SEM 和 EBSD 照片  
 Fig.5 SEM and EBSD images of grain boundary  $\alpha_p$  and intracrystalline  $\alpha_p$  solution treated for 48 h: (a) IPF map of alloy; (b) GB and phase boundary of alloy; (c) GB  $\alpha_p$  SEM image of alloy; (d) InC  $\alpha_p$  SEM image of alloy aging after solid solution for 48 h; (e) GB  $\alpha_p$  SEM image of alloy aging after solid solution for 48 h

综上所述, 随固溶时间的增加晶内  $\alpha_p$  在宽度方向长大而长度方向无变化, 即  $\alpha_p$  的宽纵比增加; GB  $\alpha_p$  在宽度方向粗化的同时沿长度方向发生截断, 大幅提高宽纵比; 晶内  $\alpha_p$  宽纵比的增加是相对独立的, 每一个  $\alpha_p$  都具有不同的晶体取向, 而 GB  $\alpha_p$  在发生截断时会留下相互连通的晶界, 即使 GB  $\alpha_p$  在形貌上已经发生了截断但晶界彼此仍相连且取向始终保持一致, 此晶界在时效过程会发生粗化, 与 Fan<sup>[21]</sup>等人得到的  $\alpha$  球化机制相似, GB  $\alpha_p$  发生截断现象是由于晶界附近大量位错堆积固溶过程畸变能得到释放形式“热切口”而逐渐截断, 晶内  $\alpha_p$  在宽度方向粗化依据最小界面能原理逐渐球化。

### 2.2 固溶时间对力学性能的影响

4 种不同固溶时间配以相同的时效处理后的拉伸性能列于表 2。拉伸结果总体规律随固溶保温时间增加, 强度下降塑性增加, 固溶时间由 1 h 增加至 15 h 时强度下降约 30 MPa, 而塑性提高了 4%, 固溶时间继续延长至 48 h 塑性不变强度持续降低。固溶 15 h 时塑性与强度达到最佳配比。

根据显微组织及力学性能分析可知, 固溶时间延长  $\alpha_p$  的尺寸增加、长宽比减小并伴随晶界断裂, 故强度体现出不同程度降低, 同时塑性也体现出不同程度的升高符合组织性能变化基本规律。固溶 5 和 15 h 时显微组织的变化主要体现在  $\alpha_p$  比例下降, 晶内  $\alpha_p$  尺寸增加以及长宽比减小, 在拉伸试验均匀变形阶段  $\alpha_p$  内会发生面滑移易于开动, 容许更大面积的位错塞积<sup>[22]</sup>;  $\alpha_p$  比例虽有所降低但从形貌上分析未对  $\alpha_s$  的析出有明显影响, 棒状  $\alpha_p$  对位错及滑移的阻碍作用要大于等轴状  $\alpha_p$ 。因此, 等轴状  $\alpha_p$  能够大幅提高合金的塑性, 而强度略微降低<sup>[12,13]</sup>; 当固溶时间达到 48 h 时显微组织发生了明显的变化,  $\alpha_p$  的含量显著降低导致  $\alpha_p$  分布非常稀疏,  $\beta$  基体中析出的  $\alpha_s$  长度明显增大。 $\alpha_p$  的尺寸适量增大能够有效的提高材料的塑性而较少损失强度; 在调控  $\alpha_p$  形态的同时也要考虑其对原始  $\beta$  晶界的强化及其对  $\alpha_s$  析出的影响。

表 2 合金经 770 °C 固溶不同保温时间的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of alloys solution treated at 770 °C for different holding time

Solution time/h	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_s$ /MPa	$\delta$ /%	$\psi$ /%
1	1238	1316	10	31
5	1214	1284	13	36
15	1212	1280	14	30
48	1185	1265	14	28

### 3 结 论

1) 随着固溶时间增加, Ti-5553 合金显微组织中  $\alpha_p$  比例减小、长宽比减小, 位错运动阻力减小, 进而导致合金强度降低、塑性提高。

2) 晶内  $\alpha_p$  等轴化过程主要依据最小界面能原理, 随等轴化程度增加晶内  $\alpha_p$  由大量的平行排列逐渐转变为随机排列。

3)  $\alpha_p$  粗化的同时在热缺陷处形成缺口, 并沿缺口断裂, 断裂后的 GB  $\alpha_p$  仍有晶界彼此相连且取向保持一致, 而晶内  $\alpha_p$  脱离后会相对独立的, 且 GB  $\alpha_p$  较晶内  $\alpha_p$  更易断裂。

#### 参考文献 References

- [1] Kasemer M, Echlin M, Stinville J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 136: 288
- [2] Zhao Yong(赵 勇), Zhang Yihong(张一宏). *New Technology & New Process*(新技术新工艺)[J], 2016(5): 94
- [3] Li Shujian, Zhan Lihua, Chen Rong *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(9): 2282
- [4] Raupach M R, Marland G, Ciais P *et al.* *Proceedings of the National Academy of Sciences*[J], 2007, 104(24): 10 288
- [5] Boyer R R, Briggs R D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(6): 681
- [6] Weiss I, Semiatin S L. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 46
- [7] Stefansson N, Semiatin S L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(3): 691
- [8] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [9] Wang Chen(王 琛), Xu Dong(徐 栋), Chen Li(陈 力). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2018, 43(9): 186
- [10] Semiatin S L, Knisley S L, Fagin P N *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(10): 2377
- [11] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨 锐). *Journal of Aeronautical Material*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 1
- [12] Fan J, Li J, Kou H *et al.* *Materials Characterization*[J], 2014, 96: 93
- [13] Fan J, Li J, Kou H *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 83: 499
- [14] Wain N, Hao X J, Ravi G A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(29-30): 7673
- [15] Warchomicka F, Poletti C, Stockinger M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8277
- [16] Ren L, Xiao W, Chang H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 711: 553
- [17] Wang S, Huang L J, Zhang R *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 170: 161
- [18] Gao X, Zeng W, Zhang S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 122: 298
- [19] Huang S, Zhang J, Ma Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 791: 575
- [20] Nag S, Banerjee R, Hwang J Y *et al.* *Philosophical Magazine*[J], 2009, 89(6): 535
- [21] Fan X, Yang H, Yan S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 533: 1
- [22] Qin D, Lu Y, Guo D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 587: 100

### Effect of Solution Time on Microstructures and Mechanical Properties of Ti-5553 Alloy

Zhang Ruixue<sup>1,2</sup>, Ma Yingjie<sup>2</sup>, Huang Sensen<sup>1,2</sup>, Lei Jiafeng<sup>2</sup>, Wang Ping<sup>1</sup>, Yang Rui<sup>2</sup>

(1. Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** The effects of varied solution time on the microstructures and tensile properties in  $\alpha+\beta$  phase field of Ti-5553 alloy were studied. The volume fraction and Feret ratio distribution of primary  $\alpha$  ( $\alpha_p$ ) with varied solution time were emphatically analyzed. The microstructures of Ti-5553 alloy were observed by SEM. The orientation evolution of grain boundary primary  $\alpha$  and intragranular  $\alpha$  phase during solution was characterized by EBSD technique. The tensile properties were tested by an electronic universal testing machine. The results show that the volume fraction of  $\alpha_p$  decreases with the extension of solution time; meanwhile, the equiaxiation and coarsening of  $\alpha_p$  decrease the resistance to dislocation movement, which result in the decrease of strength and the increase of plasticity. The grain boundary  $\alpha_p$  is truncated in the form of “hot trench” during solution process; however the truncated grain boundary  $\alpha_p$  maintains the same orientation.

**Key words:** Ti-5553; primary  $\alpha$ ; microstructures; tensile properties

Corresponding author: Ma Yingjie, Ph. D., Associate Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83978025, E-mail: yjma@imr.ac.cn