

热处理对 Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe 合金组织与力学性能的影响研究

王立亚^{1,2}, 郑友平^{1,2}, 杨柳^{1,2}

(1. 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)

(2. 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘要: 对 Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe (Ti-35421) 合金进行了不同工艺的固溶时效处理, 研究了热处理后的组织演变规律与力学性能。结果表明: 经不同温度固溶 + 540 °C 时效后, 随着固溶温度的升高, 初生 α 相板条变短变粗, 体积分数减少, 针状次生 α 相体积分数增加, Ti-35421 合金的强度增加, 塑性减小, 拉伸断口表面韧窝数量减少、尺寸变小, 逐渐出现微孔和空洞; 经 775 °C 固溶 + 不同温度时效后, 随着时效温度的升高, 针状次生 α 相变短变粗, 次生 α 相间距增大, 合金的强度减小, 塑性增加, 拉伸断口表面韧窝逐渐变大变深, 微孔和空洞逐渐消失。当热处理工艺为 775 °C/1 h/AC + 560 °C/16 h/AC 时, Ti-35421 合金的抗拉强度为 1125 MPa, 屈服强度为 1024 MPa, 延伸率为 5.5%, 冲击吸收功为 36.3 J, 具有良好的强塑性匹配。

关键词: Ti-35421 合金; 固溶时效; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2022)03-022-07

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe Alloy

Wang Liya^{1,2}, Zheng Youping^{1,2}, Yang Liu^{1,2}

(1. Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610300, China)

(2. State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, China)

Abstract: The microstructure evolution and mechanical properties of Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe alloy after solution aging treatment were studied. The results show that after solution at different temperatures and then aging at 540 °C, with the increase of solution temperature, the primary α phase strip becomes shorter and coarser, the volume fraction of primary α phase decreases and acicular secondary α phase increases, the strength of Ti-35421 alloy increases, and the plasticity and toughness decrease, the number of dimples on the surface of tensile fracture decreases, the size becomes smaller, and the microholes and voids gradually appear. After solution at 775 °C and aging at different temperatures, with the increase of aging temperature, the acicular secondary α phase becomes shorter and coarser, the distance between the secondary α phase increases, the strength of alloy decreases, and the plasticity and toughness increase, the dimples on the surface of tensile fracture become larger and deeper, the micropores and voids gradually disappear. When the heat treatment process is 775 °C/1 h/AC + 560 °C/16 h/AC, the tensile strength of Ti-35421 alloy is 1125 MPa, the yield strength is 1024 MPa, the elongation is 5.5%, and the impact absorbing energy is 36.3 J, the alloy can achieve a good strength, plasticity and toughness match.

Key words: Ti-35421 alloy; solution aging; microstructure; mechanical properties

钛合金质轻、比强度高、韧性好、耐海水侵蚀性好, 是优质的轻型结构材料, 在航空航天、海洋

工程、医疗等诸多领域有着广泛的应用^[1-5]。随着国际形势发展以及国家海洋强国战略的实施, 海洋工程用钛合金的研究开发愈加重要, 对高强韧钛合金的需求越来越紧迫^[6]。近 β 钛合金经过固溶时效处理后, 强度高、韧性好, 是航空及海洋工程的重

要候选材料之一^[7]。针对深海环境对钛合金的服役要求,攀钢集团和南京工业大学共同研制出一种适用于深海领域的新型高强高韧耐腐蚀近 β 钛合金,其名义成分为 Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe(以下简称 Ti-35421)。Ti35421 合金是在 BT19 钛合金的基础上,通过使用 1%(质量分数,下同)低价的 Fe 元素替代 BT19 钛合金中 5% 昂贵的 V 元素,从而大大降低了合金的成本。

国内外学者对不同牌号近 β 钛合金的熔炼、锻造、轧制、热处理及组织性能等开展了大量研究工作^[8-12]。研究发现,热处理对近 β 钛合金组织和性能的影响很大^[13],通过优化热处理工艺可以提高近 β 钛合金的综合力学性能。已有学者对 Ti-35421 合金的低周疲劳性能及热加工过程中的相变机制等进行了研究^[14-16],但尚未见到关于该合金热处理工艺及组织性能的研究。通过分析 Ti-35421 合金固溶时效后的微观组织演变规律及微观组织对力学性能的影响规律,对其热处理工艺进行了进一步优化,以期在实际生产及应用提供理论依据。

1 实验

实验材料为锻态 Ti-35421 合金棒材,其规格为 $\phi 350$ mm \times 500 mm,化学成分(质量分数,%)为:Cr 3.96、Mo 4.95、Al 3.01、Zr 2.08、Fe 1.01、C 0.03、H 0.002、N 0.003、O 0.084,其余为 Ti。金相法测得合金相变点为 807 $^{\circ}$ C。Ti-35421 合金棒材锻态原始组织为网篮组织,由交错分布的板条状初生 α 相及 β 基体组成,如图 1 所示。

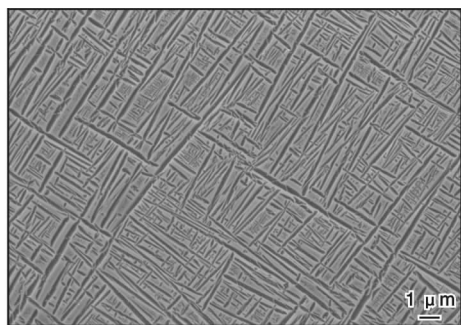


图 1 Ti-35421 合金棒材的原始组织

Fig. 1 Original microstructure of Ti-35421 alloy bar

从锻态 Ti-35421 合金棒材上取样,经机械加工制备成 15 mm \times 15 mm \times 85 mm 的拉伸坯料、8 mm \times 12 mm \times 60 mm 的冲击坯料和 $\phi 20$ mm \times 10 mm 的

金相坯料,然后按照表 1 所示工艺方案进行固溶时效热处理。将热处理后的坯料加工成 $\phi 5$ mm \times 80 mm 的棒状拉伸试样、7.5 mm \times 10 mm \times 55 mm 的冲击试样(U 型开口)及 $\phi 10$ mm \times 8 mm 的金相试样。金相试样经砂纸打磨、机械抛光后,在 HF + HNO₃ + H₂O(体积比为 1:2:50)腐蚀液中浸蚀 2 s,采用 ZEISS 光学显微镜和 JSM-7900F 热场发射扫描电子显微镜(SEM)进行显微组织观察。按照 GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》在 CMT5305 电子万能试验机上进行室温拉伸试验,测定抗拉强度(R_m)、屈服强度($R_{p0.2}$)、伸长率(A)及断面收缩率(Z)。按照 GB/T 229—2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》在 JBGDS-300 冲击试验机上进行室温冲击试验,测定冲击吸收功 KU_2 。

表 1 Ti-35421 合金的固溶时效热处理制度

Table 1 Solution aging treatment processes of Ti-35421 alloy

No.	Solution aging treatment
HT1	725 $^{\circ}$ C/1 h/AC
HT2	750 $^{\circ}$ C/1 h/AC
HT3	775 $^{\circ}$ C/1 h/AC
HT4	800 $^{\circ}$ C/1 h/AC
HT5	775 $^{\circ}$ C/3 h/AC
HT6	775 $^{\circ}$ C/6 h/AC
HT7	725 $^{\circ}$ C/1 h/AC + 540 $^{\circ}$ C/16 h/AC
HT8	750 $^{\circ}$ C/1 h/AC + 540 $^{\circ}$ C/16 h/AC
HT9	775 $^{\circ}$ C/1 h/AC + 540 $^{\circ}$ C/16 h/AC
HT10	800 $^{\circ}$ C/1 h/AC + 540 $^{\circ}$ C/16 h/AC
HT11	775 $^{\circ}$ C/1 h/AC + 520 $^{\circ}$ C/16 h/AC
HT12	775 $^{\circ}$ C/1 h/AC + 560 $^{\circ}$ C/16 h/AC
HT13	775 $^{\circ}$ C/1 h/AC + 580 $^{\circ}$ C/16 h/AC

2 结果与分析

2.1 显微组织

2.1.1 固溶温度及固溶时间对显微组织的影响

图 2 为 Ti-35421 合金在不同固溶温度下保温 1 h 空冷后的金相照片。当固溶温度为 725 $^{\circ}$ C 时,初生 α 相(α_p)以板条状的形式从 β 基体中析出并交错分布,呈网篮组织(图 2a);随着固溶温度的升高,初生 α 相逐渐变短变粗(图 2b);当固溶温度为 775 $^{\circ}$ C 时,初生 α 相变为短棒状,并且有短棒状的晶界 α

相析出(图 2c);当固溶温度为 800 °C 时,由于固溶温度已接近相变点,初生 α 相基本溶解,从 β 晶粒内部和晶界附近同时析出极少量的短棒状 α 相,从 β 晶粒内部的亚晶界处弥散析出颗粒状 α 相(图

2d)。综上所述,Ti-35421 合金在低于相变点温度固溶处理时,随着固溶温度的升高,板条状初生 α 相变短变粗并且逐渐溶解,初生 α 相体积分数减少, β 相体积分数增加。

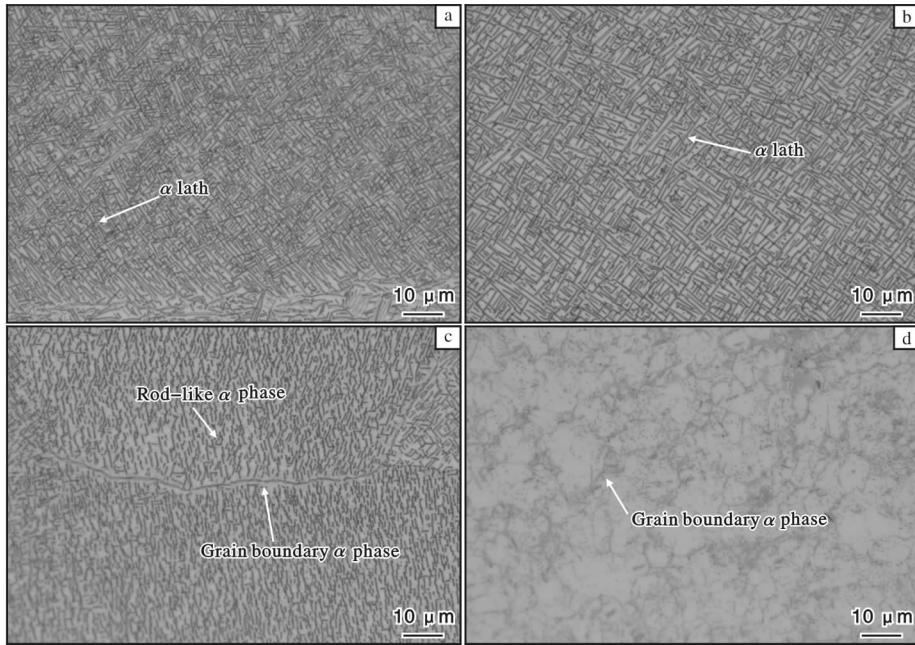


图 2 经不同温度固溶后 Ti-35421 合金的金相照片

Fig. 2 Metallographs of Ti-35421 alloy after solution treated at different temperatures:
(a) 725 °C; (b) 750 °C; (c) 775 °C; (d) 800 °C

图 3 为 Ti-35421 合金在 775 °C 固溶,保温时间分别为 1、3、6 h 的金相照片。从图 3 可以看出,当固溶时间从 1 h 延长到 3 h 时, β 基体中析出的初生 α 板条逐渐变长、体积分数变小;当固溶时间从 3 h 延长到 6 h 时,初生 α 板条形状没有发生显著改变。由此可知,当固溶处理达到一定时间后,Ti-35421 合金的显微组织对固溶时间不再敏感。

2.1.2 固溶温度及时效温度对显微组织的影响

图 4 为 Ti-35421 合金经不同温度固溶后,再经

540 °C 时效后的 SEM 照片。从图 4 可以看出,当固溶温度为 725 °C 时,固溶析出的尺寸较大的板条状初生 α 相和时效析出的细针状次生 α 相(α_s)均匀分布在 β 基体中(图 4a);随着固溶温度的增加,板条状初生 α 相变短变粗,体积分数变小,次生 α 相体积分数增加(图 4b);当固溶温度为 775 °C 时,初生 α 相呈短棒状(4c);当固溶温度升高至 800 °C 时,由于固溶温度已接近相变点,此时固溶处理后初生 α 相体积分数急剧减少, β 相体积分数增加,导致固

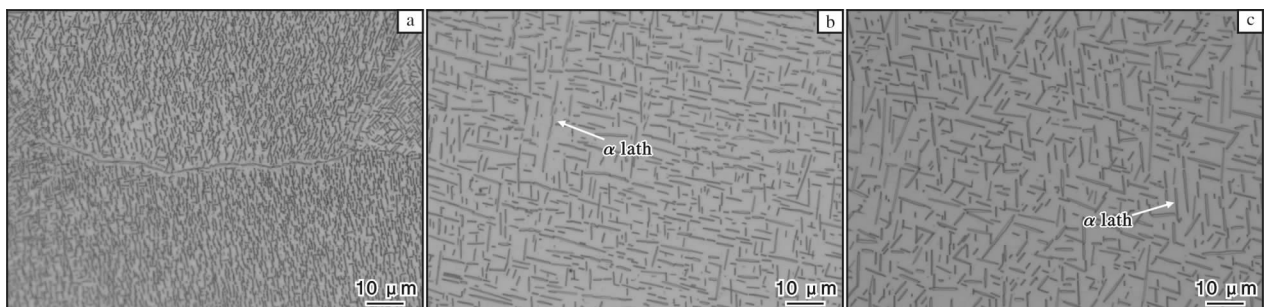


图 3 Ti-35421 合金在 775 °C 固溶处理不同时间后的金相照片

Fig. 3 Metallographs of Ti-35421 alloy solution treated at 775 °C for different time: (a) 1 h; (b) 3 h; (c) 6 h

溶后亚稳 β 组织中 β 稳定元素含量减少, β 相稳定性下降, 时效过程中次生 α 相析出驱动力增加, 次

生 α 相更容易长大, 所以此时次生 α 相尺寸大于其他温度固溶时效后的次生 α 相尺寸(图 4d)。

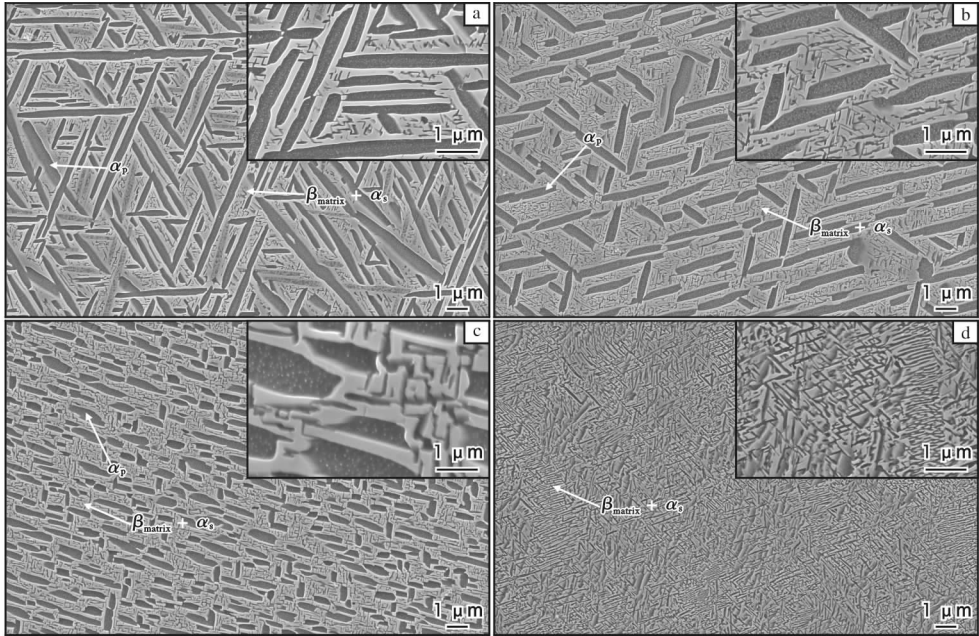


图 4 Ti-35421 合金经不同温度固溶 1 h + 540 °C 时效后的 SEM 照片

Fig. 4 SEM microstructures of Ti-35421 alloy after solution treated at different temperatures for 1 h and aged at 540 °C : (a) 725 °C ; (b) 750 °C ; (c) 775 °C ; (d) 800 °C

图 5 为 Ti-35421 合金经 775 °C 固溶后, 再经不同温度时效后的 SEM 照片。从图 5 可以看出, 合金时效后的组织由 β 基体 + 板条状初生 α 相 + 针状次

生 α 相组成。固溶处理后得到的亚稳 β 相在时效过程中分解为细针状次生 α 相, 随着时效温度的升高, 次生 α 相间距变大, 并逐渐变短、变粗。时效温度

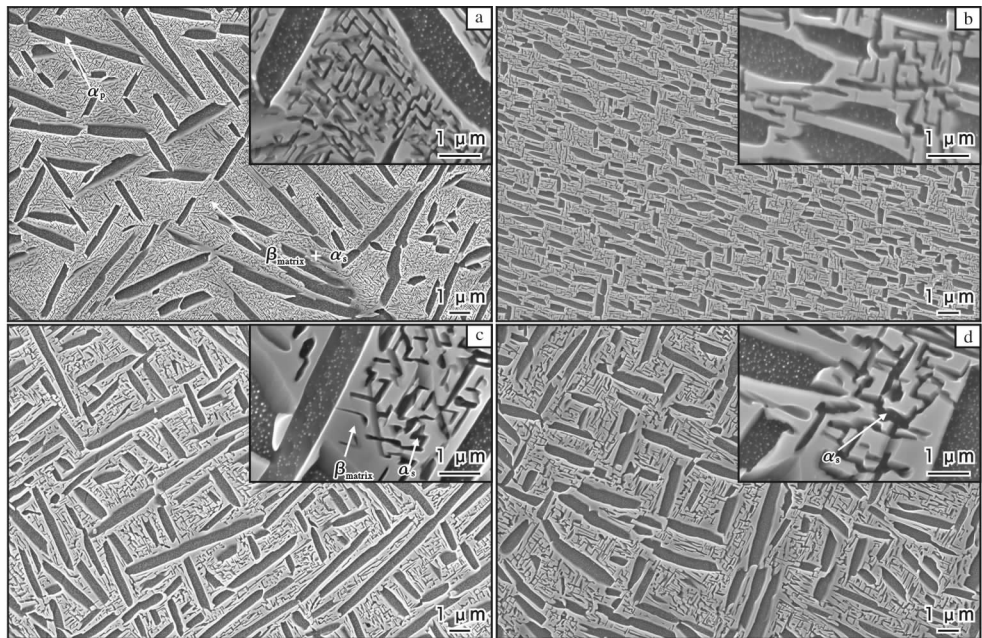


图 5 Ti-35421 合金经 775 °C 固溶 1 h + 不同温度时效后的 SEM 照片

Fig. 5 SEM microstructures of Ti-35421 alloy after solution treated at 775 °C for 1 h and aged at different temperatures : (a) 520 °C ; (b) 540 °C ; (c) 560 °C ; (d) 580 °C

较低时, 因过冷度较大, 形核驱动力大, 次生 α 相更容易形核, 但是扩散比较困难, 次生 α 相不易长大, 最终形成细小弥散的次生 α 相(图 5a)。随着时效温度的升高, 因过冷度小, 次生 α 相形核比较困难, 但更高的温度提供了更大的长大驱动力, 使得次生 α 相的体积分数降低, 尺寸变大(图 5b~5d)。

2.2 力学性能

2.2.1 固溶温度对力学性能的影响

表 2 为 Ti-35421 合金经不同固溶时效热处理后的冲击吸收功。图 6 为 Ti-35421 合金经不同温度固溶处理, 再经 540 °C 时效后的拉伸性能。从表 2 和图 6 可以看出, 时效温度相同时, 随着固溶温度的升高, Ti-35421 合金的抗拉强度和屈服强度逐渐增加, 延伸率、断面收缩率和冲击吸收功逐渐下降。这是由于在 725 °C/1 h/AC + 540 °C/16 h/AC 热处理工艺下, 显微组织为板条状初生 α 相 + 细针状次生 α 相 + β 基体(图 4a), 其强度稍低, 塑韧性较高; 在 800 °C/1 h/AC + 540 °C/16 h/AC 热处理工艺下, 显微组织为细针状次生 α 相 + β 基体(图 4d), 合金具有较高的强度和较差的塑韧性。高强度 β 钛合金主要是通过时效过程中亚稳 β 相分解成弥散细小的次生 α 相, 依靠大量 α/β 相界面对位错运动的阻碍作用提高合金的强度。另一方面, 由于次生 α 相本

表 2 Ti-35421 合金经不同固溶时效热处理后的冲击吸收功

Table 2 Impact absorbing energy of Ti-35421 alloy after different solution aging treatment

No.	HT7	HT8	HT9	HT10	HT11	HT12	HT13
KU_2/J	42	23	22	13	22	36.3	41.8

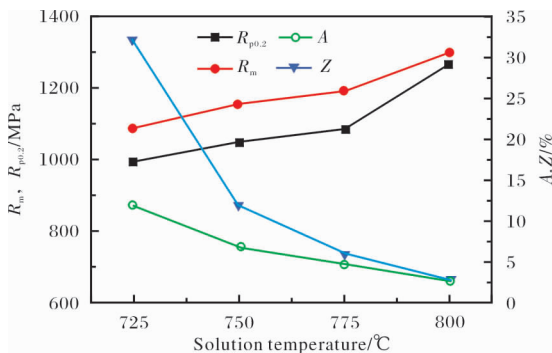


图 6 Ti-35421 合金经不同温度固溶 + 540 °C 时效后的拉伸性能

Fig. 6 Tensile properties of Ti-35421 alloy after solution treated at different temperatures and aged at 540 °C

身要比 β 基体硬, 位错不能直接以切过的形式通过次生 α 相, 晶体继续变形时就需要额外的变形应力, 这就使得合金的强度增加^[17]。由图 4 可知, 随着固溶温度的升高, 初生 α 相逐渐变短变粗, 体积分数逐渐减小, 次生 α 相体积分数逐渐增加。固溶温度为 725 °C 时, 初生 α 相含量最高, 所以此时合金的塑韧性最高、强度最低; 固溶温度为 800 °C 时, 初生 α 相全部消失, β 相全部转换为次生 α 相, 此时合金的强度最高, 塑韧性最低。

2.2.2 时效温度对力学性能的影响

图 7 为 Ti-35421 合金经 775 °C 固溶, 再经不同温度时效后的拉伸性能。从表 2 和图 7 可以看出, 随着时效温度的升高, Ti-35421 合金的抗拉强度和屈服强度逐渐减小, 而延伸率、断面收缩率和冲击吸收功逐渐增加。这是由于随着时效温度的升高, 长条状次生 α 相变短变粗, 间距增大(图 5), 导致滑移间距变大, 因而强度减小, 塑性增大。另外, 随着时效温度的升高, 次生 α 相体积分数减少, 强化作用减弱, 合金强度降低。根据 Orowan 强化机制, 在有效强化尺寸范围内, 析出相的尺寸越小, 强化效果越明显, 也就是说时效温度越低, 合金的强度越高^[18]。综合考虑, 热处理工艺宜选为 775 °C/1 h/AC + 560 °C/16 h/AC, 在此工艺条件下 Ti-35421 合金的抗拉强度为 1125 MPa, 屈服强度为 1024 MPa, 延伸率为 5.5%, 冲击吸收功为 36.3 J, 具有良好的强塑韧性匹配。

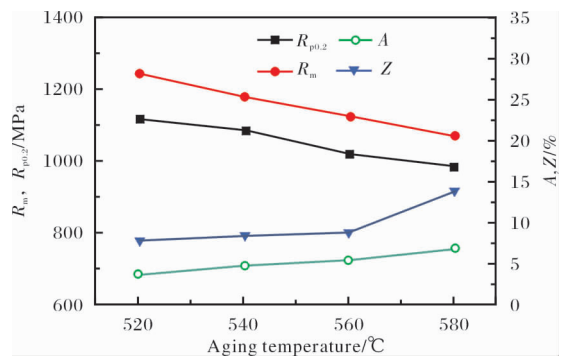


图 7 Ti-35421 合金经 775 °C 固溶 + 不同温度时效后的拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of Ti-35421 alloy after solution treated at 775 °C and aged at different temperatures

2.3 断口形貌

图 8 为 Ti-35421 合金经不同温度固溶处理, 再经 540 °C 时效后的拉伸断口 SEM 照片。当固溶温度

为 725 °C 时, 拉伸断口高低起伏, 表面存在由大量小韧窝包围着的大韧窝, 韧窝大且深, 为典型的韧性断裂(图 8a)。经 750 °C 固溶处理后, 拉伸断口分布着大小均匀的等轴韧窝(图 8b), 为韧性断裂。经 775 °C 固溶处理后, 拉伸断口表面存在大量小而浅的等轴韧窝, 同时存在微孔(图 8c), 呈准解理断裂特征。经 800 °C 固溶处理后, 拉伸断口表面较平整, 韧窝极少并且有空洞形成(图 8d), 呈现以河流花样为特征的解理断裂。由于 α 相可作为微孔成核的核心源, 通过微孔成核、长大与聚合的方式形成裂纹。随着固溶温度的升高, 初生 α 相体积分数逐渐减少, 拉伸断口表面韧窝数量减少, 韧窝变小变浅, 逐渐出现微孔和空洞, 塑性逐渐降低, 这与室温拉伸性能测试结果一致。

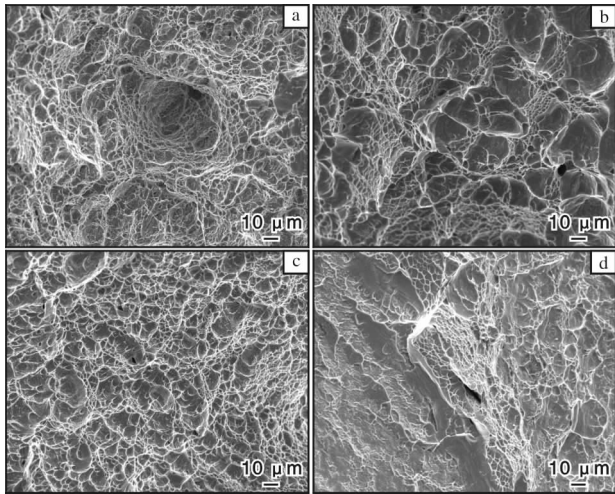


图 8 Ti-35421 合金经不同温度固溶 1 h + 540 °C 时效后的拉伸断口 SEM 照片

Fig. 8 SEM photographs of tensile fracture of Ti-35421 alloy after solution treated at different temperatures for 1 h and aged at 540 °C: (a) 725 °C; (b) 750 °C; (c) 775 °C; (d) 800 °C

图 9 为 Ti-35421 合金经 775 °C 固溶 1 h 后再经不同温度时效后的拉伸断口 SEM 照片。从图 9a 可以看出, 经 520 °C 时效后拉伸断口韧窝极少, 同时存在空洞和二次裂纹, 呈解理断裂的特征。结合显微组织(图 5a)可知, 当时效温度较低时, 析出的次生 α 相细小, 裂纹尖端发射出的位错切过次生 α 相, 使变形局部化, 裂纹尖端的塑性变形区大幅度减小, 因而断口上观察不到明显的塑性变形痕迹(如韧窝或撕裂棱等)。经 540 °C 时效后, 拉伸断口韧窝呈等轴状均匀分布, 小而浅(图 9b), 为准解理断裂。此时

因为次生 α 相略有增大(图 5b), 断口出现了比较浅的韧窝。经 560 °C 时效后, 拉伸断口表面存在少量大且深的韧窝, 同时存在微孔(图 9c), 为韧性断裂。这是由于次生 α 相增大(图 5c), 裂纹尖端发射出的位错与次生 α 相的相互作用发生改变, 以切过次生 α 相为主转变为在次生 α 相与基体界面之间形成微孔, 这些微孔聚合导致韧性断裂。经 580 °C 时效后, 次生 α 相进一步变宽变大, 断口仍存在少量大且深的韧窝, 微孔和空洞消失(图 9d), 为韧性断裂。综上所述, 随着时效温度的升高, 拉伸断口韧窝逐渐变大变深, 微孔和空洞逐渐消失, Ti-35421 合金塑性增加, 这与室温拉伸性能测试结果一致。

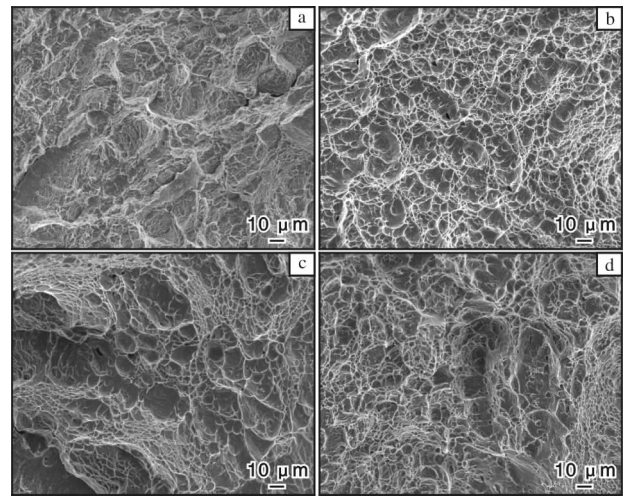


图 9 Ti-35421 合金经 775 °C 固溶 1 h + 不同温度时效后的拉伸断口 SEM 照片

Fig. 9 SEM photographs of tensile fracture of Ti-35421 alloy after solution treated at 775 °C for 1 h and aged at different temperatures: (a) 520 °C; (b) 540 °C; (c) 560 °C; (d) 580 °C

3 结 论

(1) Ti-35421 合金经不同温度固溶 + 540 °C 时效后, 随着固溶温度的升高, 板条状初生 α 相变短变粗, 体积分数减少, 针状次生 α 相体积分数增加, 合金的强度增加, 塑韧性减小, 拉伸断口表面韧窝数量减少、尺寸变小, 逐渐出现微孔和空洞

(2) Ti-35421 合金经 775 °C 固溶 + 不同温度时效后, 随着时效温度的升高, 针状次生 α 相变短变粗, 次生 α 相间距增大, 合金的强度减小, 塑韧性增加, 拉伸断口表面韧窝逐渐变大变深, 微孔和空洞逐渐消失。

(3) Ti-35421 合金最佳热处理工艺为 775 °C/1 h/AC + 560 °C/16 h/AC。在此工艺条件下, 合金的抗拉强度为 1125 MPa, 屈服强度为 1024 MPa, 延伸率为 5.5%, 冲击吸收功为 36.3 J, 可实现良好的强塑韧性匹配。

参考文献 References

- [1] 杨冬雨, 付艳艳, 惠松骁, 等. 高强高韧钛合金研究与应用进展[J]. 稀有金属, 2011, 35(4): 575-580.
- [2] 李永华, 张文旭, 陈小龙, 等. 海洋工程用钛合金研究与应用现状[J]. 钛工业进展, 2022, 39(1): 43-48.
- [3] 邓雨亭, 李四清, 王旭. 航空发动机用大规格 TC17 钛合金棒材显微组织均匀性研究[J]. 钛工业进展, 2021, 38(5): 10-13.
- [4] 周廉, 赵永庆, 王向东. 中国钛合金材料及应用发展战略研究[M]. 北京: 化学工业出版社, 2012: 8-32.
- [5] 何俊, 王鹏, 徐建伟. TC17 钛合金压气机前轴颈锻件 β 锻造工艺优化[J]. 钛工业进展, 2021, 38(4): 5-10.
- [6] 董月成, 方志刚, 常辉, 等. 海洋环境下钛合金主要服役性能研究[J]. 中国材料进展, 2020, 39(3): 185-189.
- [7] 张平平, 王庆娟, 高颀. 高强 β 钛合金研究和应用现状[J]. 材料热处理技术, 2012, 41(14): 51-55.
- [8] Li C, Chen J, Li W, et al. Study on the relationship between microstructure and mechanical property in a metastable β titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 627: 222-230.
- [9] Kent D, Wang G, Wang W, et al. Influence of ageing temperature and heating rate on the properties and microstructure of β Ti alloy, Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 531: 98-106.
- [10] Zhou Z B, Fei Y, Lai M J, et al. Microstructure and mechanical properties of new metastable β type titanium alloy[J]. Transaction of Nonferrous Metal Society of China, 2010, 20: 2253-2258.
- [11] Shekhar S, Sarkar R, Kar S K, et al. Effect of solution treatment and aging on microstructure and tensile properties of high strength β titanium alloy, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr[J]. Materials & Design, 2015, 66: 596-610.
- [12] Chen Y Y, Du Z X, Xiao S L, et al. Effect of aging heat treatment on microstructure and tensile properties of a new β high strength titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 586: 588-592.
- [13] 程军, 牛金龙, 余森, 等. 固溶处理对一种新型亚稳定 β 型钛合金组织与力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2017, 46(14): 237-241.
- [14] 张航, 孙洋洋, Alexandrov I V, 等. 高强韧 Ti-3Al-5Mo-4Cr-2Zr-1Fe 合金低周疲劳性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(2): 588-594.
- [15] Chen F W, Xu G L, Cui Y W, et al. Optimization of low cost Ti-35421 titanium alloy: phase transformation, bimodal microstructure, and combinatorial mechanical properties[J]. Material, 2019, 12(17): 2791.
- [16] Ding C, Li X, Zhu H Y, et al. Microstructure evolution and phase transformation kinetics of low cost Ti-35421 titanium alloy during continuous heating[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021: 14: 620-630.
- [17] 陈强. 新型 β 钛合金 BTi20 组织性能及断裂机理研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2017.
- [18] 周伟, 葛鹏, 赵永庆. 一种近 β 型钛合金的热处理响应[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(4): 723-726.

行业动态

日本大阪钛科技公司 2021 财年结算速报

日本大阪钛科技公司 2021 财年(2021 年 4 月 1 日至 2022 年 3 月 31 日)累计营业额为 285.49 亿日元, 较 2020 财年的 170.53 亿日元增长了 67.4%; 营业利润为负 19.14 亿日元(2020 财年为负 34.25 亿日元); 净利润为负 17.19 亿日元(2020 财年为负 28.43 亿日元)。钛事业部 2021 财年的销售额为 250.20 亿日元, 较 2020 财年增长 74.9%。

(何蕾编译自大阪钛科技公司官网)

龙佰集团第一炉转子级海绵钛成功出炉

继 5 月 1 日龙佰集团云南国钛金属股份有限公司 3×10^4 t/a 转子级海绵钛智能制造项目第一台还原炉投料成功后, 5 月 15 日, 2#线顺利产出第一炉转子级海绵钛, 标志着龙佰集团转子级海绵钛生产线建设取得成功。

来源: 龙佰集团官网