

固溶-时效工艺对 Ti80 合金强塑性匹配影响机制及屈服强度模型构建

潘晨雨^{1,2}, 郑友平^{1,3}, 肖春红⁴, 湛科宁², 杜新⁵, 张晓泳², 杨劫人⁵

(1. 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

(2. 中南大学 粉末冶金全国重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(3. 成都先进金属材料产业技术研究股份有限公司, 四川 成都 610303)

(4. 深圳比亚迪汽车有限公司, 广东 深圳 518000)

(5. 四川大学 材料科学与工程学院, 四川 成都 610065)

摘要: Ti80 近 α 钛合金兼具优异的冲击韧性和耐腐蚀性能, 被广泛应用于海洋工程领域。以热轧态层状组织 Ti80 合金为研究对象, 系统探讨了 $\alpha+\beta$ 两相区(910~970 °C)固溶处理温度对固溶-时效态组织演变与力学性能的影响规律。结果表明, 随着固溶温度从 910 °C 升高至 970 °C, 固溶-时效后合金的强度持续提升, 而塑性呈现先升高后降低的趋势。合金的强化主要归因于次生 α 相(α_s)界面对位错的阻碍作用; 随着固溶温度升高, α_s 体积分数增加, 相界面强化效果增强。在此基础上, 构建了显微组织参数与屈服强度的相关性模型。此外, Ti80 合金的塑性主要与初生 α 相(α_p)体积分数呈正相关, 与 α_p 内位错密度呈负相关。

关键词: Ti80 合金; 固溶-时效工艺; α 相特征调控; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)05-001-09

Mechanism of Solution-Aging Process on Strength-Plasticity Matching and Construction of Yield Strength Model for Ti80 Alloy

Pan Chenyu^{1,2}, Zheng Youping^{1,3}, Xiao Chunhong⁴, Chen Kening², Du Xin⁵, Zhang Xiaoyong², Yang Jieren⁵

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

(2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(3. Chengdu Advanced Metal Materials Industrial Technology Institute Co., Ltd., Chengdu 610303, China)

(4. Shenzhen BYD Automobile Co., Ltd., Shenzhen 518000, China)

(5. College of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: Ti80 near- α titanium alloy is widely used in the field of marine engineering due to its excellent impact toughness and corrosion resistance. In this study, hot-rolled Ti80 alloy with an lamellar microstructure was used to systematically investigate the effects of solution temperatures in the $\alpha+\beta$ two-phase region (910–970 °C) on the microstructural evolution and mechanical properties after solution and aging treatments. The results show that as the solution temperature increases from 910 °C to 970 °C, the strength of the alloy after solution and aging increases continuously, while the plasticity first increases and then decreases. The strengthening of the alloy is mainly attributed to the obstruction of dislocations by the phase boundaries of secondary α phases. With increasing solution temperature, the volume fraction of secondary α phases increases, enhancing the phase boundary strengthening effect. On this basis, a correlation model between microstructure parameters and yield strength was established. In addition, it is found that the plasticity of Ti80 alloy is mainly positively correlated with the volume fraction of primary α phase and negatively correlated with the dislocation density within primary α phase.

收稿日期: 2026-03-11

基金项目: 国家自然科学基金项目(52371040)

通信作者: 张晓泳(1980—), 男, 研究员。

Keywords: Ti80 alloy; solution-aging process; α -phase characteristic control; mechanical properties

Ti80 合金(Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo)是我国自主研制的一种近 α 型钛合金,因其优异的力学性能、焊接性能和耐腐蚀性能而被广泛应用于海洋工程领域^[1-5]。然而,随着海洋工程装备向深海发展,服役环境对材料性能提出了更高要求。构件不仅需要承受更高的静水压力,还需在长期服役过程中保持组织的稳定性和强塑匹配的可靠性^[6-8]。

固溶-时效作为近 α 钛合金常用的热处理手段,能够通过调控合金中相的含量、分布、形态与尺寸提升材料的综合力学性能。对于近 α 钛合金,其固溶处理工艺按温度可分为单相区和两相区固溶处理两类。经单相区固溶处理后,合金中的初生 α 相(α_p)消失, β 晶粒长大;随后进行时效处理,合金组织转变为塑性较差的网篮组织。Wang 等^[9]对 TA19 钛合金热处理工艺的研究证实了这一点:TA19 钛合金经单相区固溶-时效处理后,由初始的双态组织转变为网篮组织,且强度与塑性均明显降低。文献^[10]针对 Ti-30Zr-5Al-2.5Sn 合金也报道了类似结果。若将固溶温度适当降低至 α/β 相变点以下,则可获得保留等轴 α_p 相的双态组织,且固溶温度越低,固溶-时效后等轴 α_p 相的含量越高^[11]。研究表明,这种等轴 α_p 相能够承受较大的塑性变形并缓解应力集中。例如,Chen 等^[12]研究了 Ti-6121 合金经两相区固溶-时效处理后的拉伸性能,结果表明,与轧制状态相比,合金强度从 1096 MPa 提高至 1387 MPa,延伸率达 11%。Shi 等^[13]研究了不同固溶温度和冷却速率下 Ti-8Al-1Mo-1V 合金的微观组织演变与力学性能。结果表明,该合金在经 1010 °C 固溶处理后进行油冷,能够获得拉伸性能、热暴露性能和蠕变性能的最佳组合。

综上所述,两相区固溶处理已成为调控近 α 钛合金组织与性能的关键手段。然而,对于 Ti80 合金,仍需深入阐明固溶温度调控下其显微组织演变与强化机制之间的内在联系。特别是对于不同尺度组织参数对屈服强度的贡献权重尚缺乏定量描述,限制了从本质上认识“工艺-组织-性能”的关系。因此,有必要从多尺度组织特征出发,系统探究 Ti80 合金强化与塑化机理,并建立能够定量描述多相特征贡献的屈服强度模型。

基于此,以 Ti80 近 α 钛合金为研究对象,系统考察了两相区固溶温度(910~970 °C)对固溶-时效态组织及室温力学性能的影响,并深入解析了其强化与塑化机理;同时,基于 Hall-Petch 关系与位错强化理论,构建了耦合多种组织参数的屈服强度预测模型,定量评估了各组织特征对强度的贡献。本研究旨在建立“工艺-组织-性能”的定量关联,为 Ti80 合金显微组

织的精细化调控与热处理工艺优化提供理论依据。

1 实验

1.1 实验材料

实验材料为湖南湘投金天钛业科技股份有限公司提供的经跨 β 锻造和 $\alpha+\beta$ 相区热轧制备的 Ti80 合金板材,其化学成分如表 1 所示。采用金相法测得其 β 相变点为 (1000 ± 5) °C。图 1 为 Ti80 合金板材的初始显微组织形貌。经两相区热轧后, Ti80 合金主要由层状 α 相和 β 转变组织(β_t)组成,其中层状 α 相平行于轧制方向(RD)。

表 1 Ti80 合金板材化学成分(w%)

Table 1 Chemical composition of Ti80 alloy plate

Al	Nb	Zr	Mo	Fe	Ti
6.30	3.04	2.04	1.07	0.1	Bal.

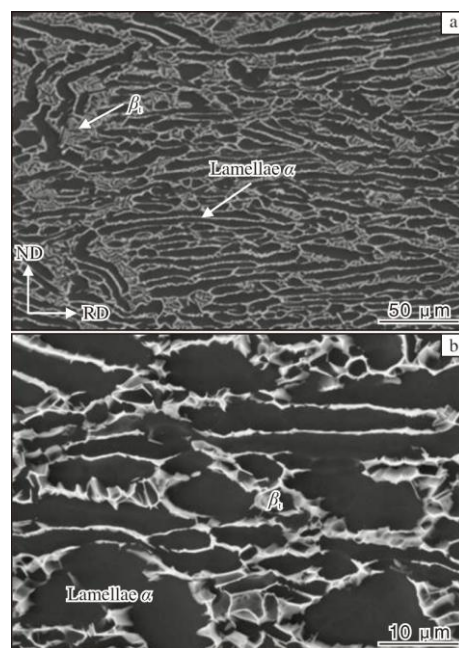


图 1 Ti80 合金板材热轧态显微组织

Fig.1 Microstructures of hot-rolled Ti80 alloy plate

本研究将固溶温度设定在 $\alpha+\beta$ 两相区的 910~970 °C,重点考察固溶温度由低至高逐步接近 β 相变点过程中初生 α 相与 β 相的特征变化,及其对后续时效组织演化和力学性能的影响机制。从热轧态 Ti80 合金板材上切取 4 块尺寸为 80 mm × 22 mm × 6 mm 的试块,将其分别在 910、930、950 和 970 °C 固溶 2 h 后水冷,随后在 600 °C 时效 8 h 后空冷至室温。其中,910 °C 位于两相区低温端,此时初生 α 相含量高、尺寸较大,用来考察低温固溶对组织与性能的影响;970 °C 接近

β 相变点, 处于两相区高温端, 用来揭示临近相变点时的组织演变规律。

1.2 实验方法

从固溶-时效态 Ti80 合金试块上切取试样, 分别用于室温拉伸、扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)及透射电镜(TEM)分析。室温拉伸试验在 Instron 3369 型电子万能试验机上进行。拉伸试验完成后, 在试样的塑性变形区域截取样品, 用于后续 SEM 和 TEM 组织表征。先采用机械打磨和抛光对 SEM 试样进行处理, 随后采用 Kroll 试剂(HNO_3 、 HF 、 H_2O 体积比为 1:3:60)浸蚀约 10 s。采用 Tescan Mira4 型场发射扫描电子显微镜进行微观组织观察, 并使用 ImageJ 软件对 SEM 图像中 α_p 相的体积分数、尺寸及长宽比进行定量统计分析。EBSD 试样经机械打磨后, 用电解液(甲醇、正丁醇和高氯酸体积比为 12:7:1)进行电解抛光, 抛光时间为 15~20 s。采用配备 EDS 系统的 Regulus 8230 型超高分辨大束流冷场发射扫描

电子显微镜进行 EBSD 分析, 加速电压为 15 kV。所得 EBSD 数据利用 TSL OIM 软件进行处理。TEM 试样制备过程如下: 首先将样品研磨至厚度 50~60 μm , 并冲裁为直径 3 mm 的圆片; 随后, 采用 TENUPOL-5 型电解双喷仪, 在 -30~-25 $^{\circ}\text{C}$ 条件下, 以 30 V 电压进行最终减薄。采用 F200X 型场发射透射电子显微镜进行微结构分析。

2 实验结果

2.1 显微组织

图 2 为不同固溶温度下 Ti80 合金的固溶-时效组织。固溶-时效后合金组织均由深灰色的 α_p 相和浅灰色的 β_t 组成, 但两相的含量和形貌存在明显差异。表 2 统计了不同固溶温度下 α_p 相的含量、长径比及 β_t 中针状相厚度。由图 2 及表 2 可知, 随着固溶温度的升高, α_p 相和 β_t 表现出不同的特征: 当固溶温度较低时, α_p 相呈长条状, 其间填充着 β_t , 与初始板材试样组织

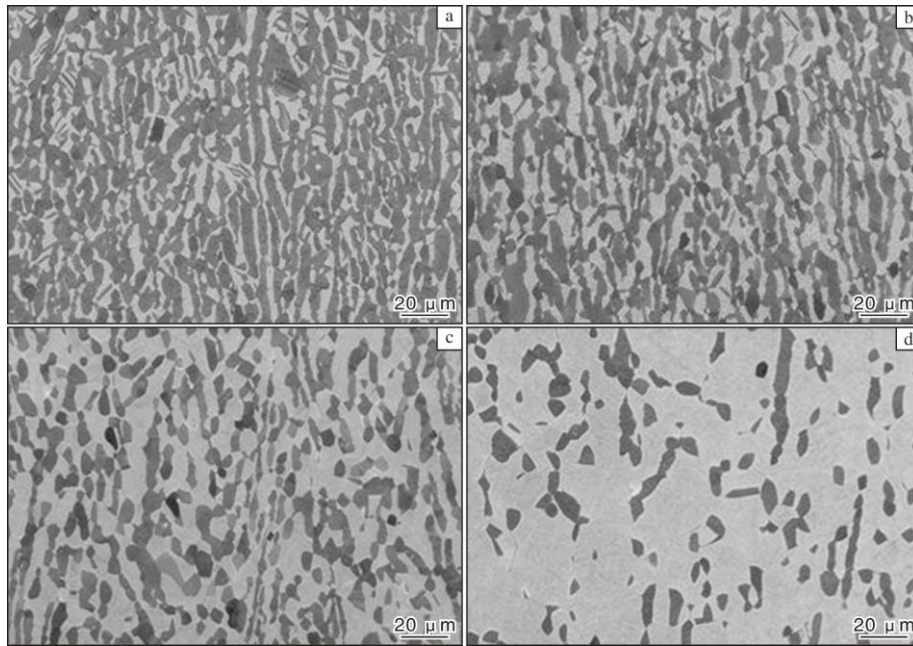


图 2 不同固溶温度下 Ti80 合金的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti80 alloy after solution treatment at different temperatures: (a) 910 $^{\circ}\text{C}$; (b) 930 $^{\circ}\text{C}$; (c) 950 $^{\circ}\text{C}$; (d) 970 $^{\circ}\text{C}$

表 2 固溶-时效处理后 Ti80 合金中 α_p 相的体积分数、平均长径比及 β_t 中针状相厚度

Table 2 Volume fraction and aspect ratio of α_p phase and thickness of acicular phase in β_t of Ti80 alloy after solution-aging treatment

Solution temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Volume fraction of α_p phase/%	Average aspect ratio of α_p phase	Thickness of acicular phase/nm
910	69.3 ± 2.2	5.8 ± 0.2	201 ± 15
930	58.9 ± 1.1	5.1 ± 0.4	245 ± 23
950	45.7 ± 3.1	3.9 ± 0.6	298 ± 10
970	26.0 ± 2.2	2.5 ± 0.4	502 ± 18

相近, 呈现出明显的轧制变形组织特征; 当固溶温度升至 970 °C 时, α_p 相含量从 910 °C 时的 69.3% 降低至 26.0%, 长径比从 5.8 降低至 2.5, 表明 α_p 相随固溶温度升高发生球化, 形状向等轴状转变。

为进一步明晰图 2 中 β_t 的特征, 对其进行了 TEM 表征, 结果如图 3 所示。 β_t 中的针状相呈平行或交叉分布; 选区电子衍射 (SAED) 结果表明, 4 种样品中的针状相均为 HCP 结构的次生 α 相 (α_s)。由表 2 可知, 随着固溶温度从 910 °C 升高至 970 °C, β_t 中针状 α_s 相

厚度从 201 nm 增至 502 nm。这主要归因于: 随着固溶温度升高, α_p 相含量减少, 而 β 相含量增加; 水淬后, 高温 β 相通过切变机制无扩散转变为亚稳 α' 马氏体, 其成分与淬火前 β 相相同。因此, 由 β 稳定元素浓度较低的 β 相转变而来的 α' 马氏体合金化程度较低, 化学自由能较高, 热力学稳定性较差。在时效过程中, 这种 α' 马氏体与平衡态之间的化学自由能差更大, 分解驱动力更强, 且扩散与粗化速率较快、生长空间连续, 最终导致析出的 α_s 相更厚。

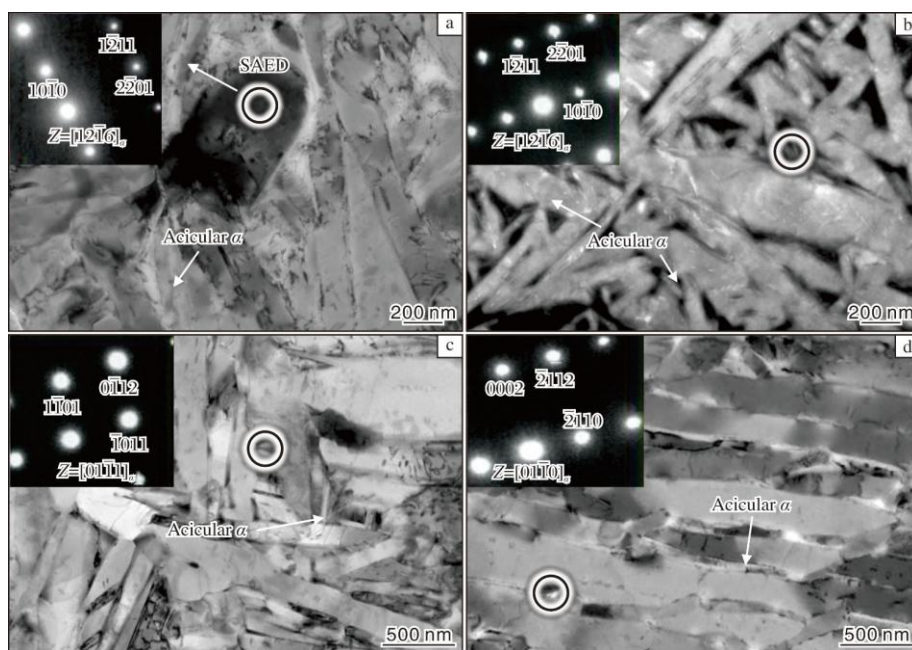


图 3 不同固溶温度下 Ti80 合金中 α_s 相的 TEM 像

Fig.3 TEM images of secondary α phase in Ti80 alloy after solution treatment at different temperatures: (a) 910 °C; (b) 930 °C; (c) 950 °C; (d) 970 °C

对不同固溶温度下 Ti80 合金的固溶-时效组织进行了 EBSD 表征, 合金中 α_p 相的局部取向差 (KAM) 图如图 4 所示。由图 4 可知, 在 910~950 °C 固溶温度范围内, α_p 相的平均 KAM 值存在显著差异。当固溶温度为 910 °C 时, α_p 相的平均 KAM 值为 1.11°, 位错密度处于较高水平; 当固溶温度升高至 930 °C 时, 平均 KAM 值显著降至 0.55°; 继续升温至 950 °C 时, 平均 KAM 值进一步降低至 0.44°。然而, 当固溶温度超过 950 °C 后, α_p 相的平均 KAM 值不再发生明显变化。此外, EBSD 结果显示, 随着固溶温度的升高, α_p 相含量持续减少, 该变化规律与图 2 及表 2 中的结果一致。

2.2 力学性能

对固溶-时效后的 Ti80 合金进行了室温拉伸试验, 结果如图 5 所示。其中, 图 5a 为拉伸过程中的工程应

力-应变曲线, 图 5b 为合金抗拉强度和断后伸长率随固溶温度的变化曲线。由图 5 可知, 随着固溶温度从 910 °C 升高至 970 °C, 合金的抗拉强度持续增加, 从 937 MPa 提高至 1060 MPa; 断后伸长率则呈现先升高后降低的趋势, 从 910 °C 时的 6.4% 增至 930 °C 时的 9.5%, 随后在 970 °C 时降至 8.0%。

3 分析与讨论

3.1 强化机制

为研究固溶温度与合金强度之间的关系, 对固溶温度分别为 930 °C 和 970 °C 的样品断口附近进行了位错塞积状态分析, 结果如图 6 所示。当固溶温度为 930 °C 时, 断口附近 β_t 中相邻 α_s 相界面处存在明显的位错塞积现象 (图 6a~6c), 表明针状 α_s 相界面对位错运动具有显著的阻碍作用。结合图 4 和表 2 可知, 随

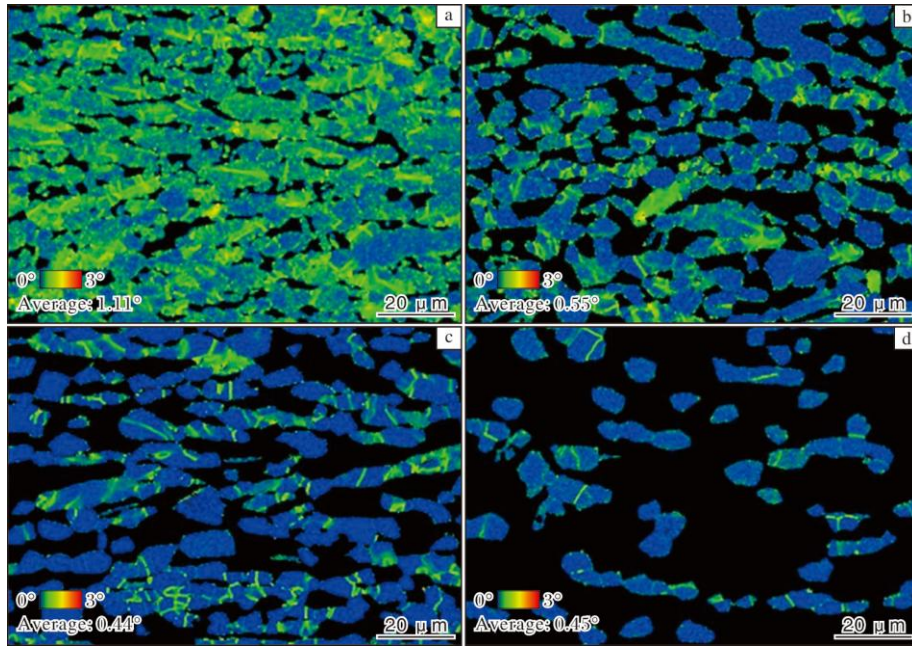
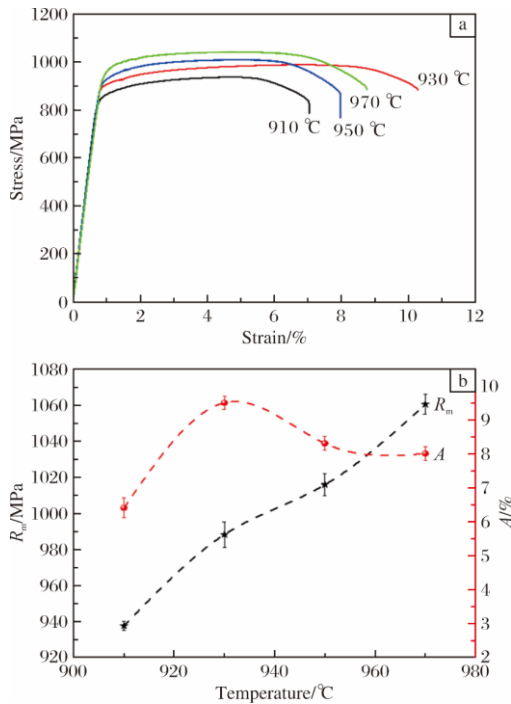
图 4 不同固溶温度下 Ti80 合金中 α_p 相的局部取向差图Fig.4 Local misorientation maps of α_p phase in Ti80 alloy at different solution treatment temperatures: (a) 910 °C; (b) 930 °C; (c) 950 °C; (d) 970 °C

图 5 Ti80 合金固溶-时效处理后的力学性能

Fig.5 Mechanical properties of Ti80 alloy after solution and aging treatment: (a) engineering stress-strain curves; (b) ultimate tensile strength and elongation

随着固溶温度升高, α_p 相含量逐渐降低, β_t 含量相应增加, 由于 β_t 主要由 α_s 片层与残余 β 相组成, β_t 比例的增加使 α_s 片层的分布范围扩大, 相应增加了合金中 α_s

片层之间的界面数量, 为位错运动提供了更多的障碍, 从而导致合金强度提高。

当固溶温度为 970 °C 时, 可观察到与 930 °C 样品相同的界面位错塞积现象(图 6d~6f)。此外, 片层组织中还观察到了类似纳米孪晶的组织(图 6g); 高分辨 TEM 像(图 6h)及快速傅里叶变换(fast Fourier transform, FFT)衍射花样(图 6i)证实片层 α_s 相中形成了 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶。该孪晶的形成可起到类似细晶强化的作用^[14], 将位错自由滑移长度降低至纳米级别, 从而进一步阻碍位错运动, 使强度得到进一步提升^[15]。

3.2 显微组织和强化机制的相关性模型

合金显微组织的改变必然引起力学性能的变化。钛合金的强化机理主要包括固溶强化、第二相强化、细晶强化和热处理强化等^[7,16-18]。结合图 2、图 3 和图 6 的显微组织分析可知, 经不同固溶温度处理后, Ti80 合金中等轴 α_p 相与针状 α_s 相的含量和尺寸均发生明显变化。在此过程中, 等轴 α_p 相与针状 α_s 相的界面数量随组织演化而改变, 对位错运动产生显著阻碍作用。因此, 在本研究中, 等轴 α_p 相与针状 α_s 相的界面强化效应是导致合金力学性能差异的主要原因, 且该强化效应符合 Hall-Petch 关系。此外, 热轧引入的位错也对强度有贡献, 可用位错强化项单独表征。基于上述分析, Ti80 合金的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 可由式(1)表示^[19-20]:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + k_1 f_{\alpha_p} d_{\alpha_p}^{-1/2} + k_2 f_{\alpha_s} d_{\alpha_s}^{-1/2} + \sigma_D \quad (1)$$

式中: σ_0 为晶格摩擦应力, 反映了材料的本征强度;

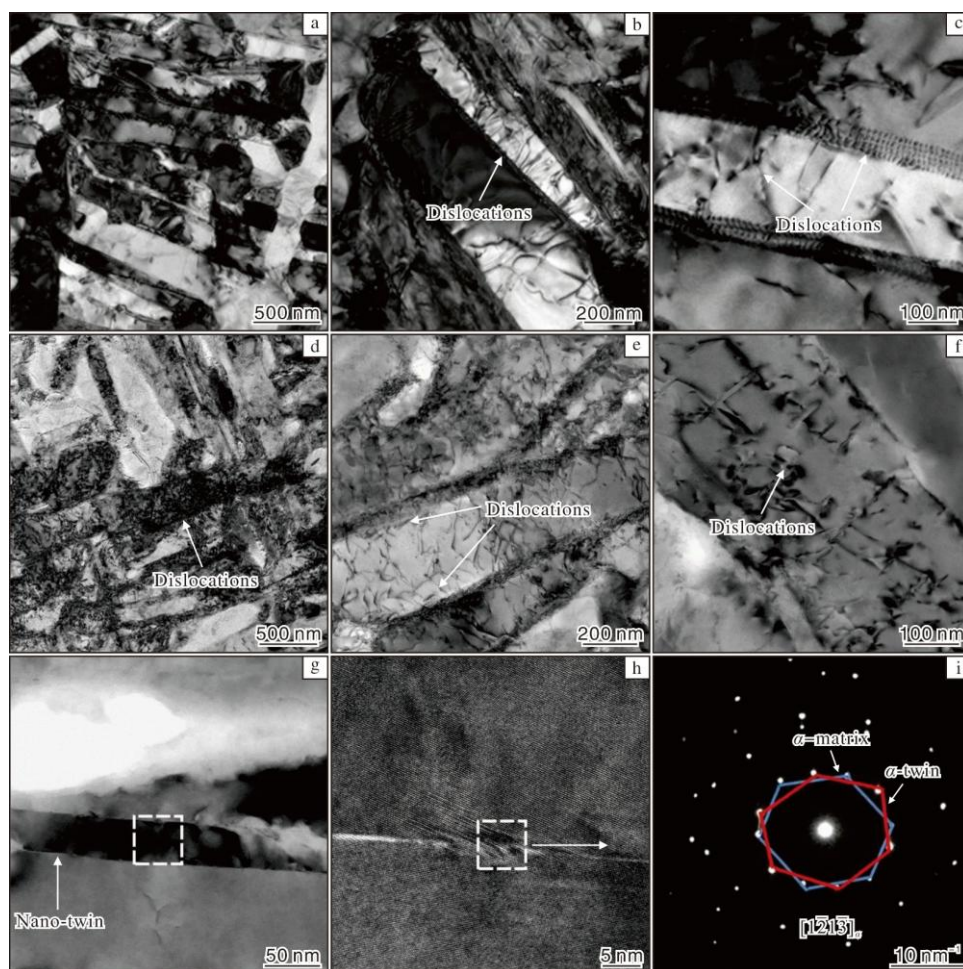


图 6 Ti80 合金拉伸试样断口附近的 TEM 像

Fig.6 TEM images near the fracture region of Ti80 alloy tensile specimens: (a–c) β -transformed microstructure of specimen solution-treated at 930 °C; (d–f) β -transformed microstructure of specimen solution-treated at 970 °C; (g) lamellar structure; (h) HRTEM image; (i) FFT diffraction pattern

第二项和第三项分别表示 α_p 相和 α_s 相的细晶强化效应, 其中 f 为相的体积分数, d 为相的特征尺寸; σ_D 为位错强化项, 用以表征塑性变形引入的位错对强度的贡献。位错强化项 σ_D 可采用 Taylor 关系式表示^[21]:

$$\sigma_D = \alpha G M b \rho^{1/2} \quad (2)$$

式中: α 为 Taylor 常数, 用于描述位错间的平均作用强度, 对于 α -Ti 可取 0.5; G 为剪切模量, 取 46 GPa; M 为 Taylor 因子, 对于 HCP 结构多晶金属可取 3.06^[22]; b 为伯氏矢量的模; ρ 为位错密度。位错密度可表示为^[23]:

$$\rho = \frac{2\theta}{\delta b} \quad (3)$$

式中: θ 为根据 EBSD 测得的平均 KAM 值; δ 为 EBSD 的扫描步长, 取 0.35 μm 。

结合所建立的 Ti80 合金屈服强度计算模型及实验测得的显微组织参数(表 2), 采用 Origin 软件拟合实

验数据, 得到 $\sigma_0 = 102.37 \text{ MPa}$, $k_1 = 201.96 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$, $k_2 = 663.82 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ 。 k_1 、 k_2 作为 Hall-Petch 系数, 分别反映了 α_p 相、 α_s 相对合金屈服强度的强化效率; k 值越大, 表明对应相的界面强化效应越强。本次拟合结果 $k_2 > k_1$, 说明 α_s 相的相界强化效应优于 α_p 相, 对位错运动的阻碍作用更显著。

将拟合得到的参数代入式(1), 计算不同固溶温度下 Ti80 合金的屈服强度, 模拟结果与实测结果的对比如表 3。由表 3 可以看出, 不同固溶温度下屈服强度模拟结果的相对误差存在一定波动, 最高可达 7.97%。该误差处于 Ti80 合金显微组织测量及 Hall-Petch 模型应用的合理范围内, 表明基于 Hall-Petch 关系建立的多因素叠加强度模型能够有效表征 Ti80 合金显微组织与屈服强度之间的定量关系; 拟合所得参数具有合理性与适用性, 可用于 Ti80 合金屈服强度的预测与分析。

表 3 不同固溶温度下 Ti80 合金屈服强度的实测值与模拟值对比

Table 3 Comparison of experimental and simulated yield strengths of Ti80 alloy after solution treatment at different temperatures

Solution temperature/°C	Experimental yield strength/MPa	Simulated yield strength/MPa	Relative error/%
910	844	911	7.97
930	893	909	1.76
950	912	921	1.01
970	934	953	2.00

3.3 塑性变形机制

图 7 为 950 °C 固溶处理样品拉伸断口附近的 TEM 像。由图 7a 可观察到 α_p 晶粒内存在明显的滑移带;

图 7b 中, α_p 相内存在交错分布的滑移带, 而 β_t 中未观察到大量位错。这表明样品的塑性变形主要集中在 α_p 相中。

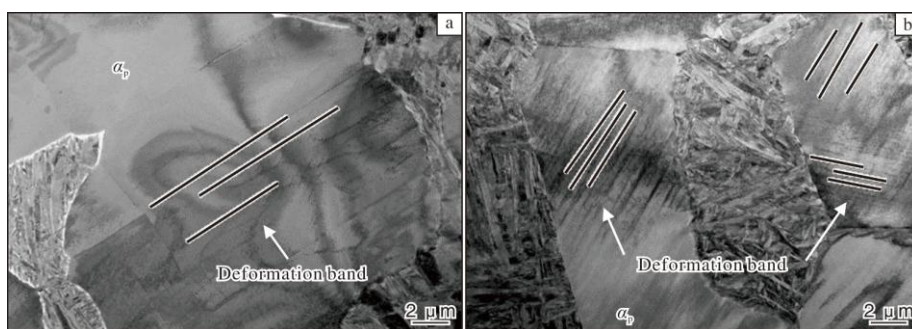


图 7 950 °C 固溶处理样品拉伸断口附近的 TEM 像

Fig.7 TEM images near tensile fracture region of sample solution-treated at 950 °C

已有研究表明, 对于近 α 型钛合金而言, 固溶温度越高, α_p 相含量越低, 合金的塑性越差^[24]。而在本研究中, 随着固溶温度的升高, α_p 相含量持续降低, 但塑性并未单调下降, 而是呈现先增大后减小的规律。这一现象由 α_p 相含量变化与其内部位错密度变化的综合作用主导。结合图 4 中的平均 KAM 值分析可知: 当固溶温度为 910 °C 时, 由于温度相对较低, 合金中 α_p 相溶解量较少, 其体积分数保持在较高水平; 同时, 较低的固溶温度导致回复不充分, 轧制过程中产生的位错难以消除, α_p 相内高密度的位错严重阻碍了位错滑移, 限制了其塑性变形能力, 因而合金的塑性较差。当固溶温度升高至 930 °C 时, 合金内的回复过程加剧, 导致 α_p 相中位错密度迅速降低, 轧制过程中因塑性变形产生加工硬化的 α_p 相恢复至低强高塑状态; 而此时 α_p 相含量相较于 910 °C 下降并不明显, 因此合金的整体塑性大幅提高。进一步升高固溶温度至 950 °C 时, 虽然 α_p 相的 KAM 值及内部位错密度仍呈降低趋势, 但对塑性提升的贡献有限; 此时 α_p 相含量的急剧下降成为影响塑性的主导因素, 在 α_p 相含量及其内部位错密度变化的综合影响下, 合金的断后伸长率出现小幅降低。

此外, 孪生机制在增强塑性方面也发挥着重要作

用^[25-26]。采用 EBSD 对 950 °C 固溶处理试样拉伸断口的变形区域进行表征, 结果如图 8 所示。其中, 图 8a 为 α_p 相的带衬度图(band contrast, BC), 图 8b 为反极图(IPF)。由图 8b 可见, 变形区域的 α_p 相内包含大量与基体取向不同的条带状组织, 提取包含该组织的 α_p 晶粒作进一步分析, 结果如图 8c~8e 所示。由图 8d 可知, 提取的晶粒中沿 AB 方向的取向差角在 $85^\circ \pm 5^\circ$ 范围内出现明显峰值。结合 $\{10\bar{1}2\}$ 极图分析表明, 基体与该组织在极图上共用一个孪晶面。根据 α 钛合金孪晶特性^[27-28], 确定该孪晶为 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ 拉伸孪晶。

在密排六方结构金属中, $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ 拉伸孪晶通常在沿 c 轴拉伸应变占优的条件下被激活, 其形成被认为是协调各向异性塑性变形、缓解局部应力集中的重要机制^[1,29]。这种孪生诱发的晶格重新取向有助于提高不同取向晶粒之间的变形相容性。此外, 孪晶的形成能够促进硬取向 α 基体中位错的滑移^[19,30]。图 9 为 950 °C 固溶处理样品中拉伸孪晶与 α_p 基体在不同滑移系下的施密特因子计算结果。由图 9 可知, 形变孪晶中基面滑移($\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$)和锥面滑移($\{10\bar{1}\bar{1}\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$)的施密特因子(分别为 0.49 和 0.44)均大于 α_p 基体的施密特因子(分别为 0.04 和 0.41)。这表明孪晶内基面和锥面位错滑移更易启动, 即孪生能够有效提高合金的塑性。

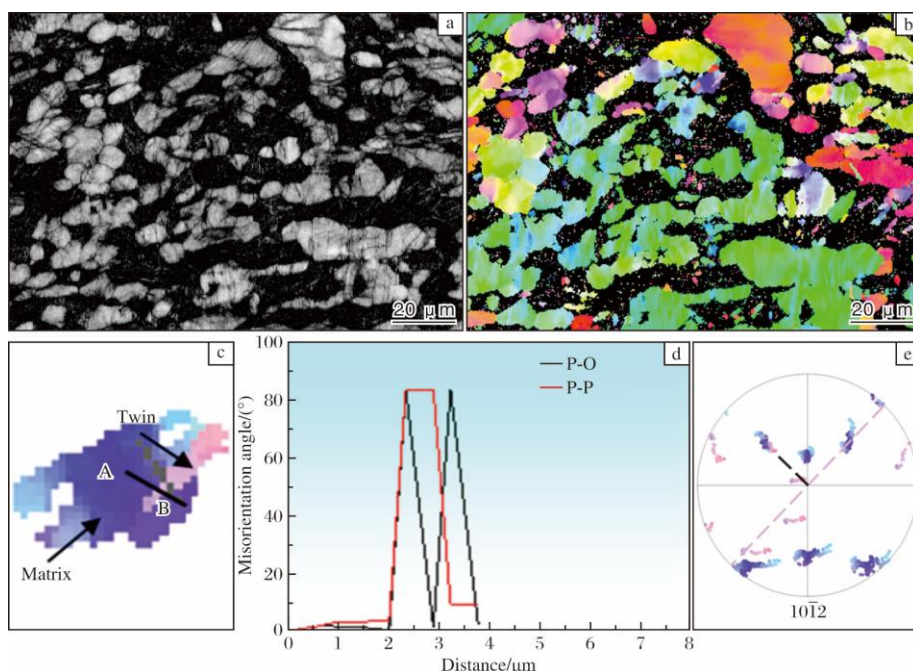


图 8 950 °C固溶处理样品拉伸断口变形区域 α_p 相的 EBSD 分析结果

Fig.8 EBSD analysis of α_p phase in the deformation region near tensile fracture of sample solution-treated at 950 °C: (a) BC map; (b) IPF map; (c) enlarged IPF map; (d) misorientation profiles; (e) matrix and twins in $\{10\bar{1}2\}$ pole figures

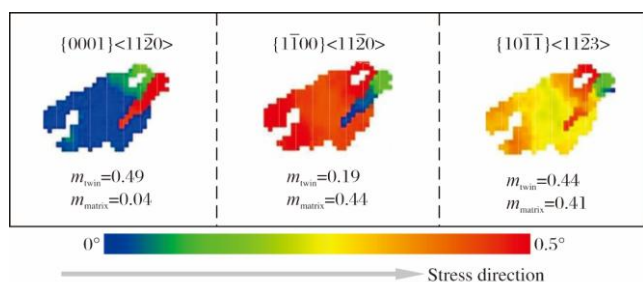


图 9 950 °C固溶处理样品中拉伸孪晶与 α_p 基体在不同滑移系下的施密特因子分布图

Fig.9 Schmid factor maps of tensile twins and α_p matrix under different slip systems in sample solution-treated at 950 °C

4 结 论

(1) 在 $\alpha+\beta$ 两相区对 Ti80 合金进行固溶-时效处理, 随着固溶温度(910~970 °C)升高, Ti80 合金中 α_p 相含量减少并发生等轴化, β_t 占比及其内部 α_s 相厚度增大; 受此组织演变影响, 合金屈服强度持续提升, 而塑性呈现先升高后降低的趋势。

(2) 揭示了 α_s 相界面对位错运动的阻碍作用是 Ti80 合金的主要强化机制。在此基础上, 建立了耦合 α_p 相与 α_s 相细晶强化和位错强化的屈服强度预测模型, 其最大预测误差仅为 7.97%, 表明该模型在相应工艺范围内具有良好的预测精度与适用性。

(3) 明确了 Ti80 合金塑性受 α_p 相体积分数与内部位错密度竞争机制的影响: 高温固溶虽能通过动态回复降低 α_p 相内的位错密度, 但随着承担变形的 α_p 相含量大幅减少, 组织间的变形协调性减弱并引发局部应力集中, 导致合金塑性下降。

参考文献 References

- [1] Hu B, Ge J Y, He J Y, et al. Research on the related between microstructures and impact toughness of Ti80 alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 702-713.
- [2] Luo G L, Zhang L F, Xiong L, et al. Effect of laser shock peening on the corrosion properties of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 440: 128425.
- [3] Yan F, Liu J R, Liu G, et al. Weld morphology, microstructure and mechanical property of laser welded joint of Ti80 alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 38: 3164-3174.
- [4] 蒋鹏, 王启, 张斌斌, 等. 深海装备耐压结构用钛合金材料应用研究[J]. 中国工程科学, 2019, 21(6): 95-101.
- [5] Su B X, Wang B B, Luo L S, et al. Corrosion behaviour of a wrought Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy in artificial seawater with various fluoride concentrations and pH values[J]. Materials & Design, 2022, 214: 110416.
- [6] Wang L, Zhao X H, Wang X D, et al. Current status review of

- corrosion resistance applications of titanium alloys in the petroleum industry[J]. *Coatings*, 2024, 14(8): 941.
- [7] 肖春红. 固溶时效对 Ti80 合金显微组织及力学性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2024.
- [8] Chen Z Q, Xu L J, Liang Z Q, et al. Effect of solution treatment and aging on microstructure, tensile properties and creep behavior of a hot-rolled β high strength titanium alloy with a composition of Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe-0.1B-0.1C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 823: 141728.
- [9] Wang F, Lei L M, Fu X, et al. Effect of heat treatment on microstructures and tensile properties of TA19 alloy fabricated by laser metal deposition[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 782: 139284.
- [10] Ma W, Liu S G, Zhang X, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of hot-rolled Ti-30Zr-5Al-2.5Sn alloy with mixed α and α' phases[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 792: 139812.
- [11] Yin Z K, Wang C, Sun Z C, et al. Parameter matching of near- β forging + solution and aging treatment for near- α titanium alloy with tri-modal micro-structure[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(7): 2409-2419.
- [12] Chen J W, Wang L, Fan Q B, et al. Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of a novel Ti-6121 alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 947: 169612.
- [13] Shi X H, Zeng W D, Long Y, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of near- α Ti-8Al-1Mo-1V alloy at different solution temperatures and cooling rates[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 727: 555-564.
- [14] Sansoz F, Lu K, Zhu T, et al. Strengthening and plasticity in nanotwinned metals[J]. *MRS Bulletin*, 2016, 41(4): 292-297.
- [15] Zhao S T, Zhang R P, Yu Q, et al. Cryoforged nanotwinned titanium with ultrahigh strength and ductility[J]. *Science*, 2021, 373: 1363-1368.
- [16] Masuyama H, Kuroda T, Toda Y, et al. Design of near α -Ti alloys using δ -parameter[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 821: 141589.
- [17] Wang B B, Xie G M, Wu L H, et al. Grain size effect on tensile deformation behaviors of pure aluminum[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 820: 141504.
- [18] Issariyapat A, Bahador A, Visuttipitukul P, et al. Strengthening and deformation mechanism of selective laser-melted high-concentration nitrogen solute α -Ti materials with heterogeneous microstructures via heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 826: 141935.
- [19] Wang S, Liang Y L, Sun H, et al. Thermomechanical treatment-induced microstructure refinement to optimize mechanical properties of TC21 titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 812: 141095.
- [20] Li S Y, Zhang L, Zhang Y C, et al. Coherent ω phase induced yield strength improvement in Ti-19Nb-1.5Mo-4Zr-8Sn alloy[J]. *Results in Physics*, 2020, 19: 103366.
- [21] Tan C S, Sun Q Y, Xiao L, et al. Slip transmission behavior across α/β interface and strength prediction with a modified rule of mixtures in TC21 titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 724: 112-120.
- [22] Ning Y Q, Luo X, Liang H Q, et al. Competition between dynamic recovery and recrystallization during hot deformation for TC18 titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 635: 77-85.
- [23] Wang G Q, Chen M S, Lin Y C, et al. Recrystallization nucleation under close-set δ phase in a nickel-based superalloy during annealing[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 115: 166-176.
- [24] Zhang R, Wang S, Lu W H, et al. Enhancing microstructure refinement and strengthening efficiency of TiBw/near α -Ti composites by combining solid-solution treatment with hot processing[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2023, 257: 110696.
- [25] Wang T, Yang P, Zhang J, et al. The characteristic of $\{10\bar{1}2\} <10\bar{1}\bar{1}>$ twin of Ti-10V-2Fe-3Al under planar wave detonation[J]. *Materials*, 2023, 16(20): 6739.
- [26] Wyatt Z W, Joost W J, Zhu D, et al. Deformation mechanisms and kinetics of time-dependent twinning in an α -titanium alloy[J]. *International Journal of Plasticity*, 2012, 39: 119-131.
- [27] Dai J H, Zeng L G, Li Z J, et al. Misorientation characteristics and textural changes induced by dense twins in high-purity Ti sheet after small strain rolling[J]. *Science China Technological Sciences*, 2019, 62(11): 1968-1975.
- [28] Wang L Y, Barabash R, Bieler T, et al. Study of $\{11\bar{2}1\}$ twinning in α -Ti by EBSD and Laue microdiffraction[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(8): 3664-3674.
- [29] Gengor G, Mohammed A S K, Sehitoglu H. $\{101\bar{2}\}$ twin interface structure and energetics in HCP materials[J]. *Acta Materialia*, 2021, 219: 117256.
- [30] Bai F M, Ye X, Zhang H Y, et al. A significant increase in the hardness of nanotwinned titanium alloys prepared via the martensitic phase transformation[J]. *Materials Letters*, 2019, 255: 126507.