

# 热处理对TC4-0.55Fe钛合金管材力学性能的影响

何苗霞<sup>1,2</sup>, 蒋晴<sup>1</sup>, 郭雨萌<sup>1</sup>, 董月成<sup>1</sup>, Igor V. Alexandrov<sup>2</sup>

(1. 南京工业大学 材料科学与工程学院 新材料研究院, 江苏 南京 211816)

(2. 乌法理工大学, 俄罗斯 乌法 450008)

**摘要:** 以斜轧穿孔(RP)TC4-0.55Fe钛合金无缝管为研究对象,通过固溶时效工艺调控微观组织,对其进行室温拉伸和-20℃冲击性能测试,结合SEM、XRD、TEM等分析组织演变对力学性能的影响。结果表明,RP试样的变形魏氏组织在两相区固溶时效(STA910)后, $\alpha_c$ 尺寸和 $\alpha_L$ 平均晶粒厚度显著增大,组织取向性和均匀性也显著增强。RP试样的抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为904±1.23 MPa、793±2.62 MPa和(14.2±0.72)%,在-20℃冲击功与冲击韧性值分别达到66.2±1.62 J和82.7±1.03 J/cm<sup>2</sup>。两相区固溶时效后,STA910试样的抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别升高到984±8.92 MPa、904±9.93 MPa和(16.2±0.93)%, -20℃冲击功和冲击韧性略有下降,但仍然保持在52.8±1.77 J和64.9±1.78 J/cm<sup>2</sup>。STA910试样通过固溶时效析出 $\alpha_s$ 和 $\omega$ 相增加了 $\alpha/\beta$ 界面,增大位错滑移和运动阻力的同时改善了合金元素的偏析现象,达到了晶界强化和固溶强化的双重效果,从而同时提高了合金的强度和塑性。另一方面,所有状态的TC4-0.55Fe合金均表现出优异的冲击韧性,合金的断裂方式以韧性断裂和穿晶断裂为主, $\alpha$ 相晶粒尺寸的粗化和 $\beta$ 相稳定性的下降及 $\beta$ 中 $\alpha_s$ 和 $\omega$ 相析出的综合影响导致合金冲击性能的下降。

**关键词:** TC4-0.55Fe; 钛合金管材; 固溶时效; 力学性能

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2026)08-2036-14

## 1 引言

面对愈发恶劣的高温高压、高腐蚀性油气资源开采环境,传统的铁基和镍基油井管材已经难以满足苛刻复杂的服役工况条件,亟需使用高强、高韧、强耐蚀性等综合性能优异的油井管材<sup>[1-3]</sup>。钛合金材料因高强质轻、耐腐蚀、耐高温、抗冲击等优异性能在石油化工、航空航天、海洋船舶等领域得到了广泛应用<sup>[4-6]</sup>。为了满足油气钻采行业相关结构件的服役性能要求,扩大钛合金在能源化工领域的应用,高效生产具有高强度、强耐腐蚀性和低成本的钛合金管材已成为各行业亟需解决的重要课题。

传统钛合金管材的制备工艺有轧制<sup>[7-8]</sup>、挤压<sup>[9-10]</sup>、锻造<sup>[11-12]</sup>等,但其制备的管材往往存在加工成本高、工艺复杂、强韧性不足等问题。而斜轧穿孔技术因生产的管坯尺寸均匀、结构简单,且成本低廉,产出率高效迅速等优势,已成为现阶段管材制备最高效的工艺之一<sup>[13-14]</sup>。罗登超等<sup>[11]</sup>对比研究挤压、锻造和斜轧穿孔3种工艺制备的TA15钛合金管材组织、性能和成本等发现,斜轧穿孔法制备的TA15管材屈服强度、延伸率和室温冲击功可以达到862 MPa、12%和50.3 J,冲击功远高于锻造法和挤

压法,且其制备成本最低。Zhou等<sup>[13]</sup>用热模拟压缩试验证实了在1050℃穿孔温度下得到的魏氏组织Ti80钛合金管材在-10℃下冲击吸收功可以达到52 J。热处理是调控和改善金属材料组织与性能最普遍适用的方式,在管材制备过程中不可或缺<sup>[15-16]</sup>,目前国内外对热处理工艺调控钛合金管材组织与性能开展了广泛的研究。李婷等<sup>[17]</sup>研究热处理对斜轧穿孔TC4 ELI大直径管材组织与力学性能影响,发现经过930℃/1 h, WQ+580℃/6 h, AC处理后的组织为细片层 $\alpha$ 魏氏组织,其断裂韧性(96.8 MPa·m<sup>1/2</sup>)、强度(892 MPa)及伸长率(16.0%)达到最大值,但冲击韧性急剧下降。伍贵成等<sup>[18]</sup>研究固溶时效对挤压态Ti-5.5Al-2Zr-1Mo-2.5V合金管材组织演变及强韧性的影响,发现淬火试样在450℃时效2 h后室温屈服强度提高30%,达到1064 MPa,断裂总伸长率为10.5%。Yuan等<sup>[12]</sup>探究冷旋锻TC4钛合金无缝管退火过程中组织演变、再结晶行为对力学性能的影响,发现在650℃退火后可以获得具有最大Schmid因子值(SF)的柱面滑移(1 $\bar{1}00$ )[11 $\bar{2}0$ ]、锥面滑移(101 $\bar{1}$ )[1 $\bar{2}\bar{1}0$ ]和{101 $\bar{2}$ }孪晶结构,TC4管材的高塑性可归因于滑移和孪晶组织的共同作用。

TC4钛合金因具备优异的综合性能,是现阶段国内

收稿日期:2025-08-10

基金项目:国家重点研发计划(2021YFB3700802);江苏省高等学校优势学科建设工程(PAPD)

作者简介:何苗霞,女,1997年生,博士生,南京工业大学材料科学与工程学院,新材料研究院,江苏 南京 211816, E-mail: mxhesy1018@njtech.edu.cn

外各行业应用最广泛的 $\alpha+\beta$ 双相钛合金材料<sup>[19-20]</sup>。但由于其存在冷变形能力差、管材加工成型困难、能耗大等问题,通常主要采用热加工的形式生产。传统挤压<sup>[21]</sup>、轧制<sup>[22]</sup>、锻造<sup>[23]</sup>等工艺制备的TC4钛合金管材存在强度和塑性不足等问题,在高温高压、严寒极地等苛刻复杂服役环境中应用受限。TC4-0.55Fe钛合金是在TC4的基础上通过添加微量Fe元素进行微合金化设计得到的新合金<sup>[24-26]</sup>,诸多研究表明,TC4-0.55Fe合金具有优异的力学性能。Sun等<sup>[25]</sup>对双态组织TC4-0.55Fe合金室温低周疲劳行为研究发现,在高应变幅( $\Delta\epsilon_{i2}>1.0\%$ )下低周疲劳寿命与TC4接近,而在低应变幅( $\Delta\epsilon_{i2}<1.0\%$ )下,疲劳寿命远高于TC4。Chen等<sup>[27]</sup>发现TC4-0.55Fe合金在热处理条件下不仅保持了与TC4相近的强度和延伸率,而且具有与TC4 ELI相当甚至高于TC4-DT的断裂韧性,其断裂韧性值 $K_{IC}$ 可以达到 $109.48\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。Liu等<sup>[28]</sup>研究热处理及预拉伸对双态组织的TC4-0.55Fe合金组织与力学性能,发现在经过固溶处理后继续进行预拉伸和时效处理,可以有效提升合金的综合力学性能。

现阶段TC4-0.55Fe钛合金的研究工作主要针对棒材和板材在组织演变<sup>[29]</sup>、力学性能<sup>[30]</sup>、耐腐蚀性<sup>[31]</sup>和热变形行为<sup>[32]</sup>等方面,而关于TC4-0.55Fe钛合金管材的力学性能和 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 低温冲击韧性还未展开研究。因此,本工作以斜轧穿孔的TC4-0.55Fe钛合金无缝管为研究对象,采用固溶和时效工艺调控显微组织。对其进行室温拉伸和 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 夏比摆锤冲击试验,结合XRD、SEM、TEM等分析试样的微观组织和断口形貌变化对管材组织演变和变形机制的影响,阐明组织演变对拉伸性能和冲击韧性影响的内在机制,旨在为改善钛合金热加工工艺,提升强韧性匹配提供参考。

## 2 实验

实验用TC4-0.55Fe钛合金以海绵钛Ti(99.6%)、AlV55(Al41%、V58.66%)、Al(99.8%)、TiFe(Fe32.36%)合金为原材料,采用VCT360 kg真空自耗电弧炉(VAR)进行3次重复熔炼保证铸锭成分均匀。经差热分析法(DSC)测定相变点为 $951\text{ }^\circ\text{C}$ ,通过电感耦合等离子体原子发射光谱(ICP-AES)技术测定合金化学成分如表1所示。将铸锭在模锻机上进行3火次反复锻拔锻造后获得 $\Phi 100\text{ mm}\times 1016\text{ mm}$ 棒坯。采用LG60型桶式二辊斜轧穿孔机对棒坯在 $960\text{ }^\circ\text{C}$ 进行斜轧穿孔,得到 $\Phi 97\text{ mm}\times 13\text{ mm}\times 2023\text{ mm}$ 的管材。穿孔后坯料实现了2倍伸长,外径与壁厚之比约为7.5。对斜轧穿孔后的管材用KF-1200箱式炉进行固溶时效处理,具体热处理制度如图1a所示,方便起见,各组试样分别命名为RP(原始斜轧态)、ST910( $910\text{ }^\circ\text{C}$ 固溶1 h后空冷)、STA910( $910\text{ }^\circ\text{C}$ 固溶1 h空冷,随后在 $510\text{ }^\circ\text{C}$ 下时效2 h空冷)、STA970( $970\text{ }^\circ\text{C}$ 固溶1 h空冷,随后在 $510\text{ }^\circ\text{C}$ 下时效2 h空冷)。

表1 TC4-0.55Fe钛合金的化学成分  
Table 1 Chemical composition of TC4-0.55Fe titanium alloy (wt%)

Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
6.20	4.03	0.54	0.043	0.007	0.004	0.0007	Bal.

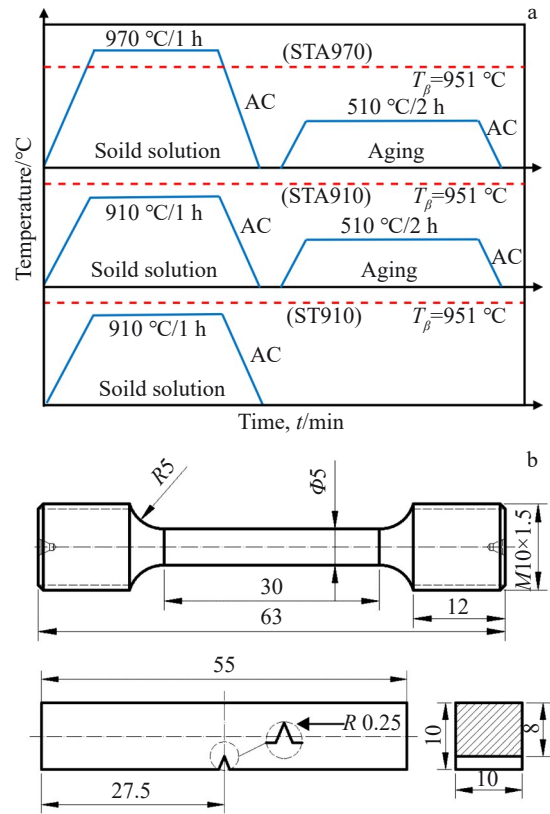


图1 TC4-0.55Fe钛合金管材热处理制度与拉伸、冲击试样尺寸  
Fig.1 Schematic diagrams of heat treatment regimes of TC4-0.55Fe titanium alloy tube (a) and size of tensile and impact specimens (b)

拉伸试验与冲击试验试样尺寸分别根据GB/T228.1-2020《金属材料拉伸实验-室温实验方法》和GB/T229-2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》加工成如图1b所示尺寸。拉伸试验在Instron 4507万能试验机上以 $0.002\text{ s}^{-1}$ 的应变速率进行室温单轴拉伸。冲击试样V型缺口深度为2 mm,在JBSA-450夏比摆锤冲击试验机上进行 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 低温冲击试验,每组试验均重复3次取平均值。

利用Zeiss光学显微镜(Axiom Observer A1m)和SIGMA场发射扫描电子显微镜进行微观组织和断口形貌表征。金相试样经SiC砂纸机械研磨后用OPS抛光液机械抛光至表面为镜面,用 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:2:7$ 的Kroll试剂进行侵蚀。通过X射线衍射仪(D2 Phaser Bruker)对样品进行XRD物相组成分析,使用波长为 $0.15418\text{ nm}$ 的Cu靶 $\text{K}\alpha 1$ 射线,扫描速度为 $10^\circ/\text{min}$ ,衍射角 $2\theta$ 范围为 $30^\circ\sim 80^\circ$ 。用透射电子显微镜TEM(FEI Talos F200X)观

察 RP 试样和 STA910 试样拉伸变形后断口附近的微观组织与位错组态信息。TEM 样品从垂直于轴向拉应力方向断口附近变形较大的区域取 1 mm 厚圆片,机械研磨减薄至 50~100  $\mu\text{m}$  后冲孔得到  $\Phi 3$  mm 的小圆片,随后用  $\text{HClO}_4:\text{CH}_3\text{CH}_2\text{CH}_2\text{CH}_2\text{OH}:\text{CH}_3\text{OH}=6:34:60$  的电解液在 RL-I Electrolytic Twin-Jet 双喷减薄仪上对样品进行电解抛光减薄至穿孔,选择薄区观察晶体结构与形貌。

### 3 结果与分析

#### 3.1 微观组织与物相组成

图 2 为 TC4-0.55Fe 钛合金管材热处理前后的微观组织。从图 2a 中可以看出,RP 试样组织由相互交错排列的片层  $\alpha$  相 ( $\alpha_L$ )、不连续的晶界  $\alpha$  ( $\alpha_{GB}$ ) 及  $\beta$  转变组织 ( $\beta$ ) 构成。在具有一定取向的  $\alpha$  集束 ( $\alpha_C$ ) 内  $\alpha_L$  相互平行或交叉排列,局部位置存在未破碎的块状  $\alpha$ 。固溶处理后 ST910 试样的  $\alpha_L$  晶粒厚度相比 RP 试样明显粗化,部分细长的  $\alpha$  相被破碎成短棒状结构,局部  $\alpha$  相有球化的趋势。经过固溶时效处理后的 STA910 试样的  $\alpha_L$  晶粒厚度持续增加且其晶粒厚度分布更均匀, $\beta$  相晶界完整清晰。 $\alpha_C$  的尺寸显著增大且大集束内  $\alpha$  相的取向性更显著,组织趋于均匀化,细长的  $\alpha$  相被破碎成短棒状结构后出现了交织状网篮分布的特征。在  $\beta$  相区固溶时效后,STA970 试样组织转变为粗大的  $\beta$  晶粒和完整的晶界  $\alpha$ , $\beta$  晶粒内  $\alpha$  相形成大尺寸“集束”,同一集束内  $\alpha_L$  相互平行或交叉排列,呈现典型的魏氏组织特征。

由 Nano measurer 软件测定合金微观组织中  $\alpha_L$  的平均晶粒厚度,其结果如图 3 所示。热处理后 ST910 和 STA910 试样的  $\alpha_L$  相平均晶粒厚度从原样 RP 的 1.16  $\mu\text{m}$

增加到了约 2.31 和 2.76  $\mu\text{m}$ ,分别增加了约 2 倍和 2.4 倍,而 STA970 试样的  $\alpha_L$  平均晶粒厚度下降至 0.85  $\mu\text{m}$ 。由于初始斜轧温度高于相变点,穿孔过程中连续的塑性变形和摩擦生热导致管材主体温度保持在相变点以上,加热和保温过程使棒坯原始组织转变为粗大的  $\beta$  相。降温过程中晶内和晶界  $\alpha$  相以片层状析出,相对较低的温度降低了片层组织在成形过程中的变形程度,导致样品中保留了少量粗大的块状  $\alpha$  相。对合金进行固溶和时效处理时, $\alpha_C$  尺寸明显增大,这是由于原子热运动加剧,导致元素扩散速率增加, $\alpha$  相中的原子扩散能力增强导致  $\alpha$  相中原子进行重排,倾向于向更稳定的状态转变。 $\alpha_L$  内细小晶粒逐渐溶解向大晶粒扩散,使得晶粒不断长大。退火温度较高时,具有相同取向的  $\alpha$  相在较高的退火温度下快速长大使得  $\alpha_C$  长大。变形魏氏组织内存在一定的内应力在保温阶段得到释放,有利于  $\alpha$  晶粒的均匀长大。同时,相界面的迁移也会促进  $\alpha$  相晶粒厚度的增加。在冷却阶段相转变驱动力相对稳定,使得  $\alpha$  晶粒能够均匀生长,进一步促进了  $\alpha_C$  的长大和  $\alpha_L$  晶粒厚度的增加及尺寸的均匀化。

图 4 为不同试样的 XRD 图谱,TC4-0.55Fe 合金以 hcp 结构的  $\alpha$  相为主,含有少量 bcc 结构的  $\beta$  相。当改变固溶时效温度时,衍射峰的强度发生了轻微的变化,这是因为热处理过程中,合金发生了  $\alpha \rightarrow \beta$  相转变(加热过程)和  $\beta \rightarrow \alpha$  相转变(冷却过程)。转变过程中相组成的变化和合金元素的固溶、析出及再分配等现象会导致  $\alpha$  相与  $\beta$  相的晶体结构如晶格常数、晶胞体积等发生改变,从而导致衍射峰位置发生偏移。此外,热处理产生的内应力会使晶格发生弹性变形,变形产生的拉应力使晶格间距增大,衍射峰向低角度偏移;而压应力则使晶格间距减小,

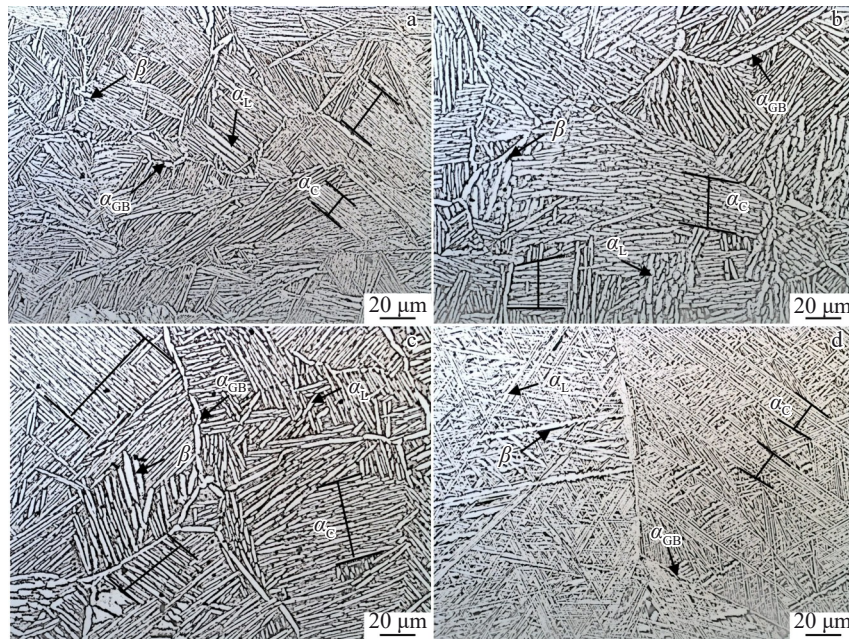


图 2 TC4-0.55Fe 钛合金管材微观组织

Fig.2 Microstructures of different TC4-0.55Fe titanium alloy tubes: (a) RP, (b) ST910, (c) STA910, and (d) STA970

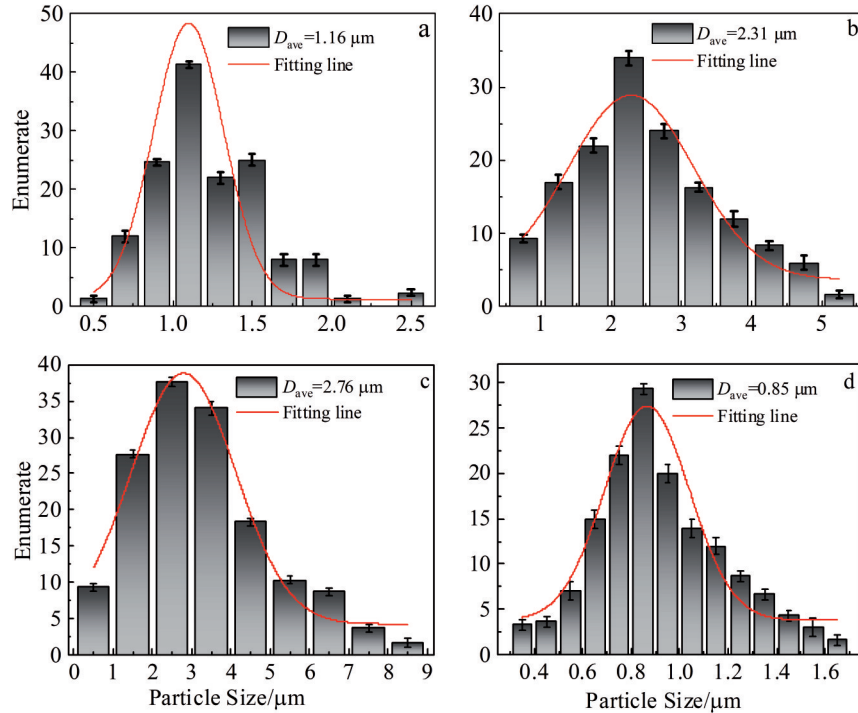


图3 TC4-0.55Fe钛合金管材的 $\alpha_L$ 相平均晶粒厚度

Fig.3 Average grain thickness of  $\alpha_L$  phase of different TC4-0.55Fe titanium alloy tubes: (a) RP, (b) ST910, (c) STA910, and (d) STA970

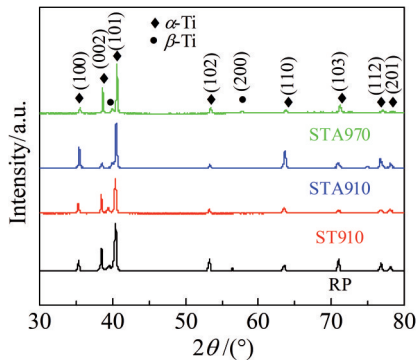


图4 TC4-0.55Fe钛合金管材的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of TC4-0.55Fe titanium alloy tubes

衍射峰向高角度偏移。另外,热处理过程中晶粒尺寸的变形和长大会产生择优取向,使得衍射峰位置增强,可以明显看到RP、STA910、STA970试样由于 $\alpha$ 集束取向性明显,所以不同角度对应的衍射峰强度有增强现象。

### 3.2 室温拉伸性能

图5为试样室温拉伸后的力学性能曲线,各曲线均具有相似变化特征。应力-应变曲线(图5a、5b)显示,试样在拉伸过程中先后经历弹性变形和塑性变形阶段,曲线出现平台期表明合金具有较好的塑性。RP、ST910和STA910试样具有较长的塑性变形稳定阶段,其均匀塑性变形能力强于STA970。加工硬化率、真应力-真应变曲线(图5c)显示,当真应变 $\epsilon < 0.463$ 时,加工硬化率峰值STA910>STA970>ST910>RP。STA910样品加工硬化率

最高且下降速度最快,这表明该阶段STA910样品表现出最高的应变硬化水平,但同时在大变形条件下其硬化能力丧失也最快。当真应变 $\epsilon > 0.463$ 时,RP试样的加工硬化率明显高于其他样品,而且随着真应变的增大下降速率最慢。这可能是由于大尺寸晶粒内位错运动空间较大,晶界对位错的阻碍作用相对较小,位错不容易被完全阻塞,变形时能够持续发生加工硬化作用,所以下降速度较慢。而热处理后由于组织被破碎均匀化,晶界面积增大,对位错的阻碍作用增强,位错容易在晶界处塞积促使晶界发生滑动和转动,从而导致加工硬化率峰值较高,下降速度较快。如图5c、5d所示,当应变硬化率下降至与真应力相当时,合金发生颈缩,RP、ST910、STA910和STA970试样发生颈缩时的真应变分别达到了0.656、0.482、0.493、0.433。此时合金因塑性变形过程中的加工硬化与应变强化达到平衡状态,热处理样品中,STA910样品达到颈缩时,真应变和加工硬化率达到了0.493和837 MPa,这表明对合金在两相区内固溶时效能够显著增强其加工硬化能力。

TC4-0.55Fe合金管材室温拉伸试验结果如图6和表2所示。从图6可以看出,固溶时效处理后(STA910、STA970)合金的强度显著高于原始斜轧态(RP)和固溶处理态(ST910)。两相区固溶时效后STA910样品的强度和塑性达到了最大值,在 $\beta$ 相区固溶时效处理导致合金的塑性显著降低。RP试样的抗拉强度和屈服强度分别为 $904 \pm 1.23$  MPa和 $793 \pm 2.62$  MPa,断后伸长率为

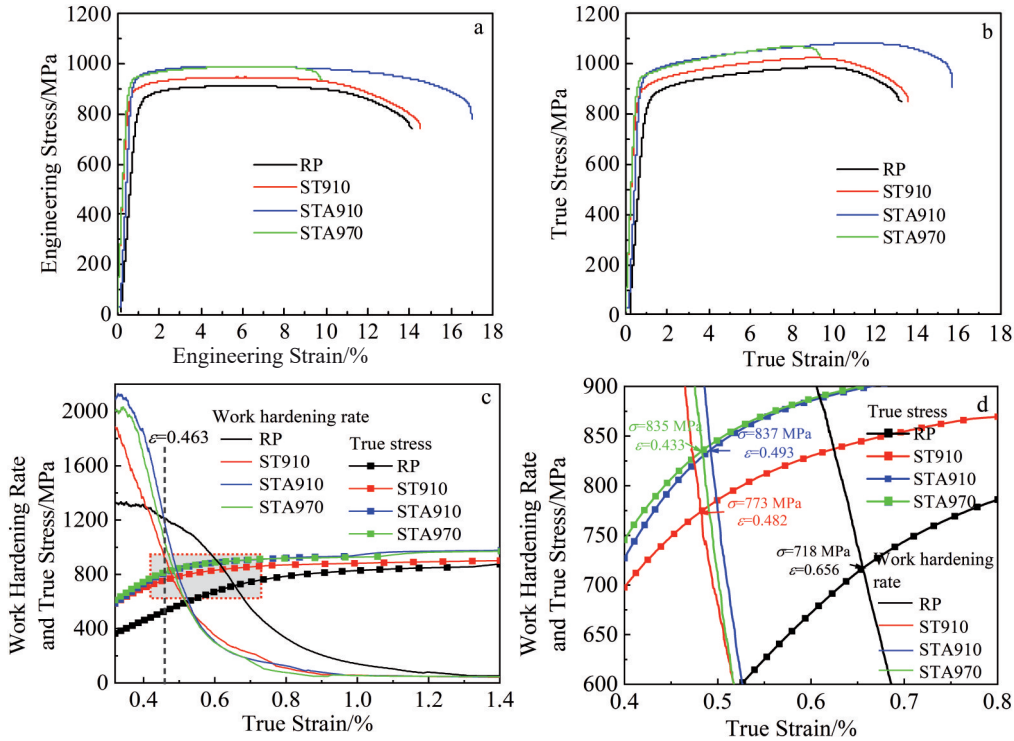


图5 TC4-0.55Fe 钛合金管材力学性能曲线

Fig.5 Mechanical properties curves of different TC4-0.55Fe titanium alloy tubes: (a) engineering stress vs. engineering strain; (b) true stress vs. true strain; (c-d) work hardening rate and true stress vs. true strain

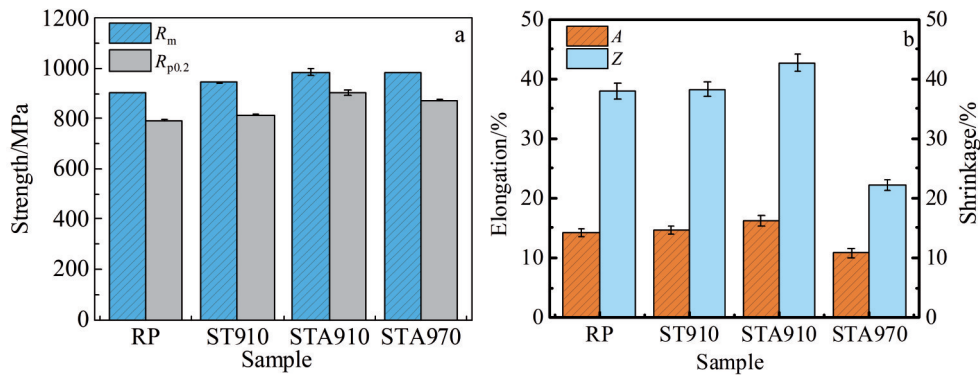


图6 TC4-0.55Fe 钛合金管材室温拉伸力学性能

Fig.6 Tensile mechanical properties of different TC4-0.55 Fe titanium alloy tubes at room temperature: (a) tensile strength and yield strength; (b) elongation and shrinkage

(14.2±0.72)%。两相区固溶时效后 STA910 样品的强度和延伸率增幅最大,其抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别达到了 984±8.92 MPa、904±9.93 MPa 和 (16.2±0.93)% ,相比 RP 分别增加了约 8.85%、14.00% 和 14.08%。

而在 β 相区固溶时效后 STA970 试样的抗拉强度和屈服强度相比 RP 分别增加了约 8.63% 和 9.96% ,断后伸长率下降到了 (10.8±0.69)% ,下降幅度达到了 23.94%。综合来看,在两相区内对 TC4-0.55Fe 钛合金管材采用 910 °C/

表2 TC4-0.55Fe 钛合金管材室温拉伸与-20 °C冲击性能

Table 2 Room temperature tensile and impact properties at -20 °C of different TC4-0.55 Fe titanium alloy tubes

Sample	Tensile strength, $R_m$ /MPa	Yield strength, $R_{p0.2}$ /MPa	Elongation, A/%	Shrinkage, Z/%	Impact energy, $K_{v2}$ /J	Impact toughness, $aK_{v2}$ /J·cm <sup>2</sup>
RP	904±1.23	793±2.62	14.2±0.72	38.0±1.32	66.2±1.62	82.7±1.03
ST910	943±2.05	814±2.94	14.7±0.64	38.3±1.25	55.6±1.56	70.1±1.13
STA910	984±8.92	904±9.93	16.2±0.93	42.7±1.44	52.8±1.77	64.9±1.78
STA970	982±1.63	872±2.05	10.8±0.69	22.2±0.85	50.1±1.36	66.6±1.69

1 h, AC+510 °C/2 h, AC固溶时效处理工艺时实现了合金强度和塑性的良好结合,具备较好的室温拉伸性能。

可以看出,两相区内 $\alpha_L$ 晶粒厚度的增加和 $\alpha_C$ 尺寸的增大可以使合金获得较好的强度和塑性。由于热处理后小角度晶界的 $\alpha_L$ 相互平行排列导致其在粗大的 $\alpha_C$ 边界处形成位错塞积,引发裂纹萌生和扩展。细长 $\alpha_L$ 被破碎成短棒状结构后晶界增多,增加了位错运动的阻力,同时,时效过程中可能析出 $\alpha_S$ ,退火温度的升高会导致 $\alpha_S$ 析出量增加,进而阻碍位错运动达到细晶强化的效果,显著提高了合金强度和塑性。

图7为不同状态试样室温拉伸后断口纤维区和剪切唇区的断口形貌。断口宏观形貌均呈杯锥状,断裂前发生了严重的颈缩现象,断裂面起伏较大,具有显著的韧性断裂特征。断口的微观形貌中可以观察到深度和大小不一的韧窝、撕裂棱、解理平面和二次裂纹等特征。同时,可以看到从裂纹中心位置到边缘剪切唇区,韧窝尺寸不断减少。RP试样在断裂过程中出现韧窝和撕裂棱说明

在断裂前合金经历了充分的塑性变形,在应力作用下,样品中的微观裂纹和孔洞等缺陷沿着拉伸方向不断形核、长大并聚集形成韧窝。撕裂棱的存在表明材料内部存在应力分布不均匀现象,此外,还发现了解理平面,说明材料在断裂过程中伴随着一定的解理断裂现象。ST910试样中除韧窝形貌外发现了明显的二次裂纹,这可能是由于在塑性变形过程中,微孔洞聚集引发应力集中导致了二次裂纹的产生。两相区固溶时效后,STA910试样的韧窝尺寸明显更大,深度更深,未发现解理平面和二次裂纹特征,这与其更高的断后伸长率结果一致。在 $\beta$ 相区固溶时效后,STA970试样断口形貌韧窝尺寸显著减小,且出现了大面积的解理平面,材料有向脆性断裂转变的趋势,对应的塑性较低。

### 3.3 -20 °C低温冲击性能

图8为-20 °C条件下试样的夏比摆锤冲击实验测试结果,对比发现,热处理后合金的冲击性能均降低。RP试样在-20 °C时表现出最佳的抗冲击性,冲击功和冲击韧性分别

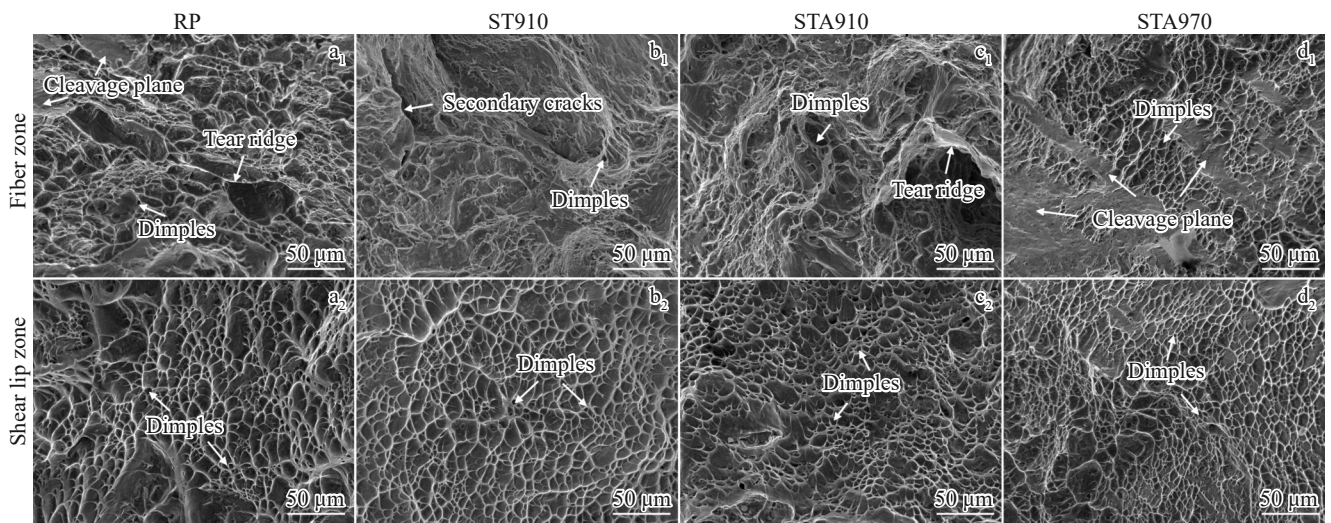


图7 TC4-0.55Fe钛合金管材拉伸断口纤维区与剪切唇区形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of fiber zone and shear lip zone of different TC4-0.55 Fe titanium alloy tubes: (a<sub>1</sub>-a<sub>2</sub>) RP; (b<sub>1</sub>-b<sub>2</sub>) ST910; (c<sub>1</sub>-c<sub>2</sub>) STA910; (d<sub>1</sub>-d<sub>2</sub>) STA970

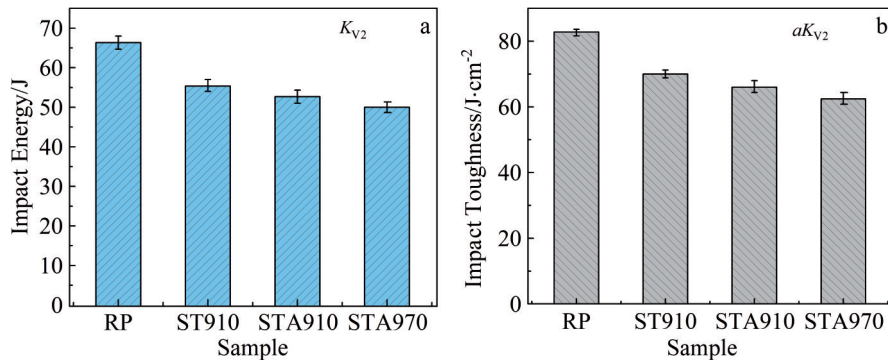


图8 TC4-0.55Fe钛合金管材-20 °C冲击性能

Fig.8 Impact properties of different TC4-0.55Fe titanium alloy tubes at -20 °C: (a) impact energy and (b) impact toughness

达到了  $66.2 \pm 1.62$  J 和  $82.7 \pm 1.03$  J/cm<sup>2</sup>。在 910 °C 固溶后合金的冲击吸收功和冲击韧性值下降到了  $55.6 \pm 1.56$  J 和  $70.1 \pm 1.13$  J/cm<sup>2</sup>，下降幅度达到了 16.26% 和 15.24%。两相区固溶时效后 STA910 试样的冲击吸收功和冲击韧性值下降到了  $52.8 \pm 1.77$  J 和  $64.9 \pm 1.78$  J/cm<sup>2</sup>，此时，冲击吸收功和冲击韧性值相比 RP 下降幅度分别达到了约 20.48% 和 19.95%。 $\beta$  相区固溶时效后，STA970 样品的冲击功和冲击韧性为  $50.1 \pm 1.36$  J 和  $66.6 \pm 1.69$  J/cm<sup>2</sup>，相比原样 RP 下降幅度分别达到了 24.55% 和 24.31%。相比斜轧态 RP 试样，热处理后冲击性能的下降幅度 ST910 < STA910 < STA970，这表明，冲击韧性对固溶时效温度的变化高度敏感。

观察试样在 -20 °C 条件下冲击断口裂纹萌生区、放射区和剪切唇区的微观形貌。如图 9 所示，冲击载荷作用下，由于 V 型缺口处应力集中，试样在三向拉应力的状态下最先发生塑性变形，在裂纹源区形成尺寸较小的等轴状密集韧窝(图 9a<sub>1</sub>~9d<sub>1</sub>)。放射区样品受力逐渐向平面应力状态转变，塑性变形能力增强，微孔聚集长大导致韧窝尺寸不断增大，持续变形过程中在裂纹扩展方向上应力分量较大，等轴状的韧窝被拉长导致形状发生改变，韧窝尺寸增大的同时密度减小(图 9a<sub>2</sub>~9d<sub>2</sub>)。在剪切唇区，局部区域应力高度集中，持续的塑性变形使得微孔充分长大聚集，同时，样品受到剪切应力作用使得韧窝在剪切方向上被拉长，呈现出扁平状，具有明显的方向性，韧窝数量也进一步减小(图 9a<sub>3</sub>~9d<sub>3</sub>)。RP 试样断口形貌中存在尺寸较大较深的韧窝和孔洞，在剪切唇区还发现了解理平面特征，未发现二次裂纹，

这表明合金断裂机制有韧性断裂和解理断裂的特征，与冲击韧性值较高一致。热处理后 ST910、STA910 和 STA970 试样的断口形貌中出现了明显的解理平面和二次裂纹，韧窝尺寸相比 RP 试样减小。以上结果表明，RP 试样在 -20 °C 冲击载荷作用下具有较好的变形协调能力，经历了较大的塑性变形，具有更好的冲击韧性。而热处理后合金片层组织晶粒被细化，取向性增强，导致晶界增多。在高应变速率冲击载荷作用下，组织的变形协调能力变差，晶界和析出相容易成为裂纹萌生和扩展位置，导致冲击韧性下降，合金的整体断裂特征以韧性断裂为主。

图 10 总结了目前常见的挤压<sup>[1,10]</sup>、轧制<sup>[33-36]</sup>和斜轧穿孔<sup>[11,13,17]</sup>等工艺制备的部分钛合金管材和棒材<sup>[37-38]</sup>热处理前后试样的屈服强度、伸长率和冲击功的散点图比较。由图 10 可知，斜轧穿孔工艺制备的 TC4-0.55Fe 钛合金管材在两相区内采用 910 °C/1 h, AC+510 °C/2 h, AC 固溶时效处理后合金具有较高的屈服强度、延伸率和 -20 °C 冲击功，室温屈服强度和延伸率与 TC4 合金管材相当。同时，在 -20 °C 条件下，合金的冲击吸收功显著高于 TC4 等钛合金材料。综合管材的冲击性能与拉伸性能，固溶时效处理后的 TC4-0.55Fe 钛合金管材的综合力学性能得到显著提升，在钛合金管材中具有一定的优势。

## 4 讨论

### 4.1 热处理对室温拉伸性能的影响

图 11 为 RP 试样拉伸断口附近的 TEM 照片，图 11a~11e

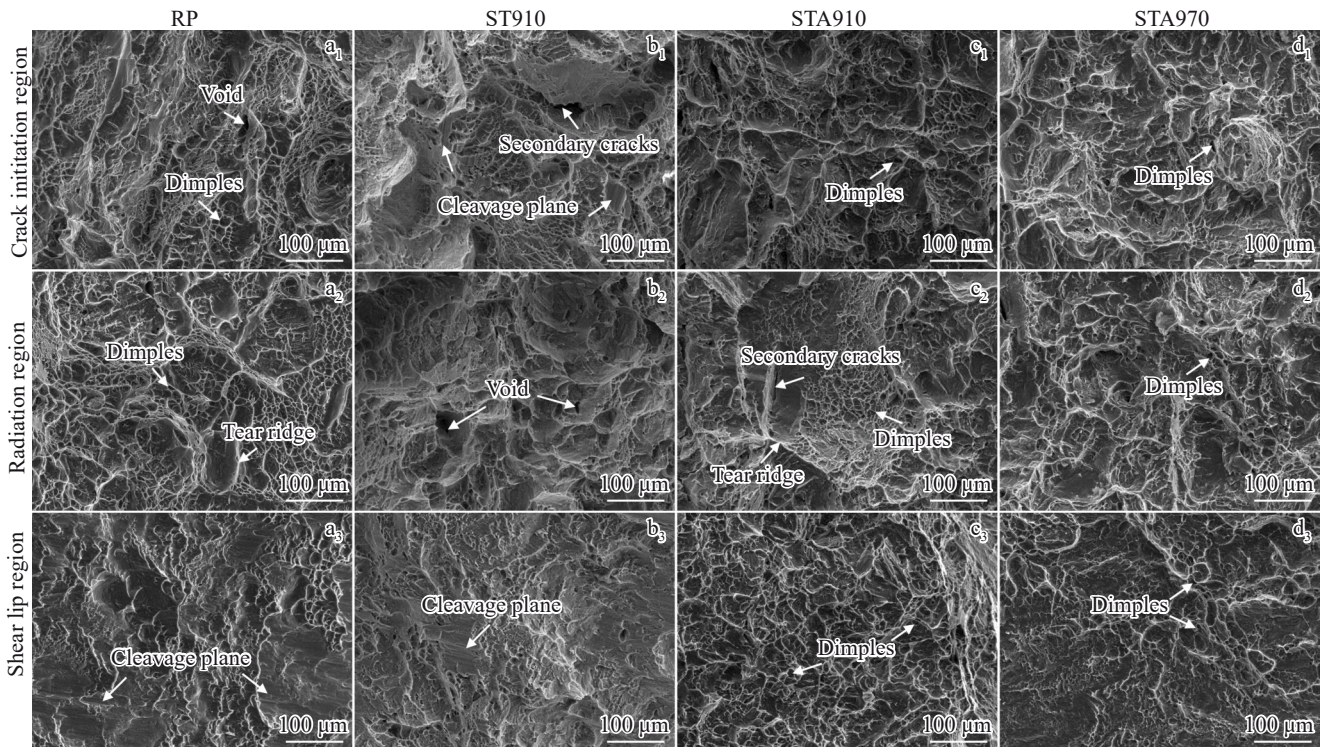


图 9 TC4-0.55Fe 钛合金管材冲击断口形貌

Fig.9 Impact fracture morphologies of different TC4-0.55 Fe titanium alloy tubes

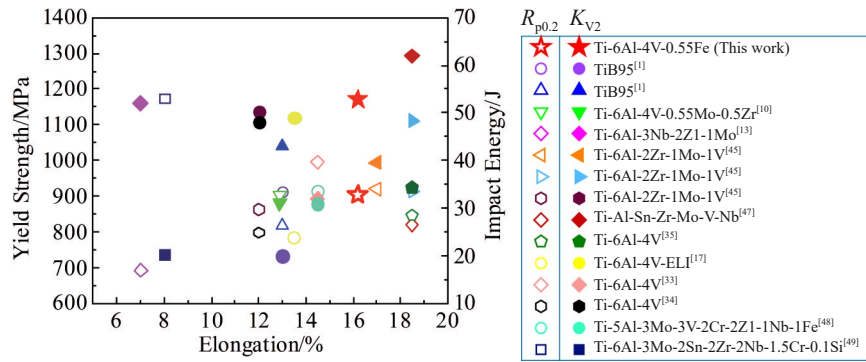


图 10 常见钛合金管材屈服强度、延伸率和冲击功比较

Fig.10 Comparisons of yield strength, elongation, and impact energy of common titanium alloy tubes

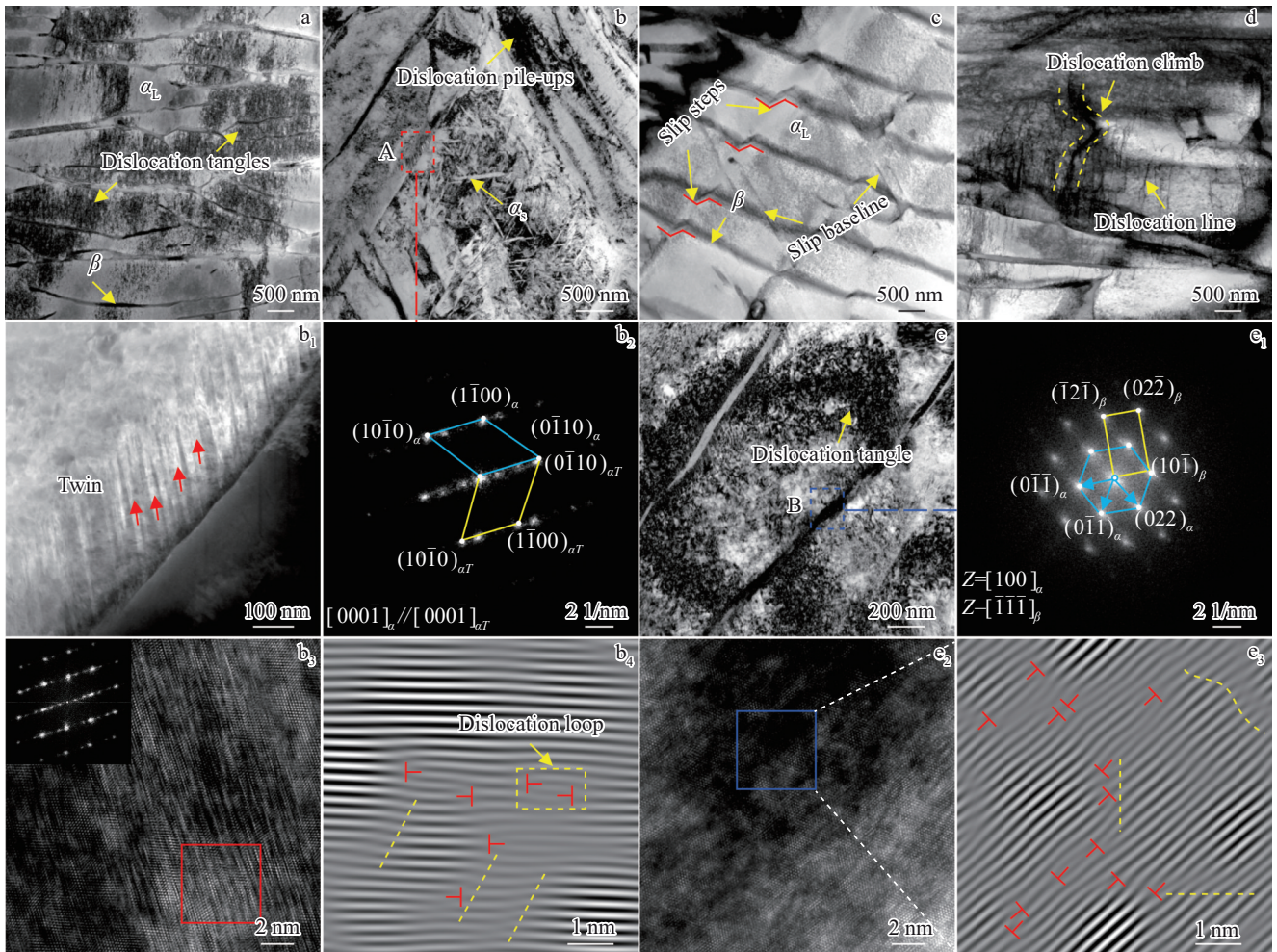


图 11 RP 试样拉伸断口附近 TEM 分析

Fig.11 TEM analysis results near the tensile fracture of RP sample: (a-e) TEM bright field images; (b<sub>1</sub>) TEM dark field image of area A marked in Fig. 11b; (b<sub>2</sub>) SAED pattern of area A marked in Fig. 11b; (b<sub>3</sub>) HRTEM image and FFT diffraction spot image; (b<sub>4</sub>) IFFT lattice fringe pattern of red rectangular frame marked in Fig. 11b<sub>3</sub>; (c<sub>1</sub>) SAED pattern of area B marked in Fig. 11e; (c<sub>2</sub>) HRTEM image of area B marked in Fig. 11e; (c<sub>3</sub>) IFFT lattice fringe pattern of blue rectangular frame marked in Fig. 11e<sub>2</sub>

明场像图显示  $\alpha_L$  晶粒内存在高密度的位错缠结和位错塞积现象。在图 11b 中  $\beta$  转变组织内发现有不同取向的针状  $\alpha_S$  相互交错排列,  $\alpha_S$  内未发现高密度位错。值得注意的是, 在  $\alpha_L/\beta$  晶界处 A 区发现了纳米级的透镜状变形

孪晶, 这些孪晶开始于  $\beta$  晶界位置, 结束位置有大量的位错堆积, 孪晶的形成可归因于位错的堆积和  $\alpha_L/\beta$  界面处的局部应力集中<sup>[39]</sup>。对 A 位置放大进行暗场像分析(图 11b<sub>1</sub>)和选区电子衍射花样标定(图 11b<sub>2</sub>)证实了 A 区

存在关于 $[000\bar{1}]$ 晶带轴对称的拉伸形变孪晶。对A区通过高分辨(HRTEM)和傅里叶变换(FFT)进一步证实了孪晶的存在(图11b<sub>3</sub>)。图11b<sub>4</sub>为图11b<sub>3</sub>红色框内位置进行反傅里叶变换(IFFT)得到的晶格条纹图,发现在塑性变形期间该区域存在明显的刃型位错、位错环和晶格扭曲及位错滑移(图中黄色虚线位置)现象。另外,在图11c中 $\alpha_L$ 相互平行排列的 $\alpha_C$ 内观察到明显的滑移基线和滑移台阶,滑移台阶拐点位置有位错塞积形成位错墙现象。在图11d中晶粒取向差较大的区域,从 $\alpha_L/\beta$ 晶界位置到晶粒内部出现了位错线与位错攀移逐渐形成晶界的现象,有晶粒细化的趋势。对图11e中高密度位错缠结的 $\beta$ 晶界位置B区进行选取衍射花样标定,发现了 $\alpha$ 相 $\beta$ 相共格现象,对B区进行HRTEM(图11e<sub>2</sub>)和IFFT变换得到晶格条纹图(图11e<sub>3</sub>)分析发现,晶粒内也存在大量的刃型位错和晶格扭曲与位错滑移现象。

图12为STA910试样拉伸断口附近TEM观察结果。

由图12a~12g可知,固溶时效处理后 $\alpha_L$ 被明显粗化,晶粒内位错塞积和位错缠结现象更明显,位错密度增加,这与其塑性较好结果一致。在 $\alpha_L$ 晶粒间的 $\beta$ 转变组织中发现有大量的纳米尺度 $\alpha_S$ 相析出(图12a),在图12f中还发现了取向性明显的 $\alpha_S$ 球化行为,其晶粒厚度和长度可以达到208和490 nm。同时还观察到长度约498 nm的针状 $\alpha_S$ ,在球化的 $\alpha$ 相内未发现明显的位错缠结和塞积现象,而在针状 $\alpha_S$ 内位错分布较为密集。图12b中高密度位错缠结的 $\alpha_L$ 晶界交汇处,无明显位错缠结的粗大 $\alpha_L$ 相出现了晶粒细化现象,在图12c的HAADF暗场像图中观察到 $\alpha/\beta$ 晶界位置还分布着细小的点状析出相。图12e<sub>1</sub>为图12e中A区对应的选区衍射花样,根据前人研究<sup>[40-41]</sup>和衍射斑点标定确定,除 $\beta$ 基体外,在 $(0\bar{1}\bar{1})_\beta$ 附近存在微弱的 $\omega$ 相衍射斑,可以推断STA910试样发生了 $\beta \rightarrow \omega$ 转变,但是由于析出量较少,较弱衍射斑点信息被基体掩盖。对图12e中A区通过高分辨图(HRTEM)进行傅里叶变

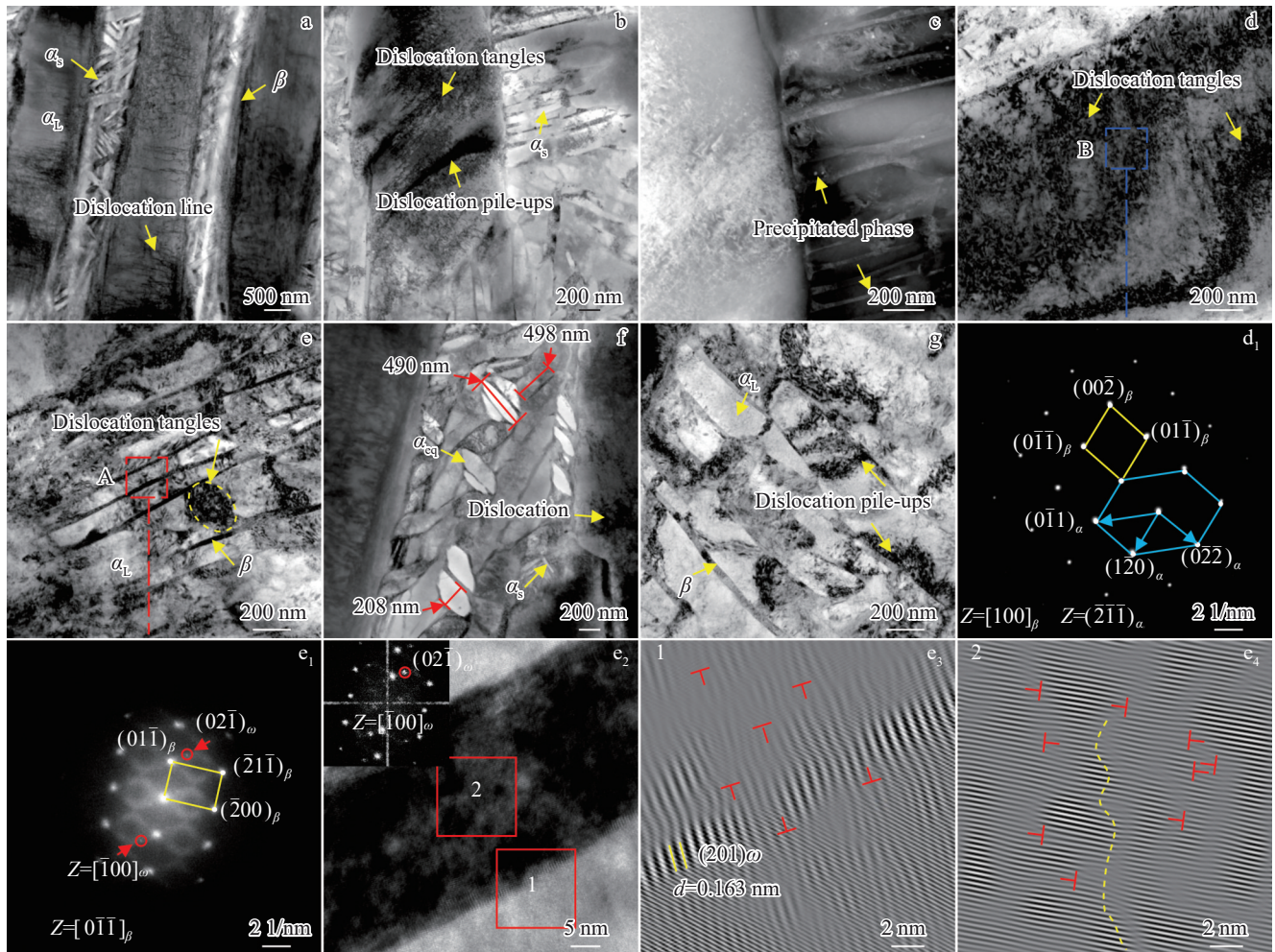


图12 STA910试样拉伸断口附近TEM分析

Fig.12 TEM analysis near the tensile fracture of STA910 sample: (a–b, d–g) bright field images; (c) HAADF dark field image; (d<sub>1</sub>) SAED pattern of area B marked in Fig.12d; (e<sub>1</sub>) SAED pattern of area A marked in Fig.12e; (e<sub>2</sub>) HRTEM image and FFT diffraction spot pattern of area A marked in Fig.12e; (e<sub>3</sub>) IFFT lattice fringe pattern of area 1 marked in Fig.12e<sub>2</sub>; (e<sub>4</sub>) IFFT lattice fringe pattern of area 2 marked in Fig.12e<sub>2</sub>

换(FFT)得到 $[\bar{1}00]_{\omega}$ 晶带轴下的选取衍射花样(图12e<sub>2</sub>),证实了 $\beta$ 斑的衍射斑内有 $(02\bar{1})_{\omega}$ 衍射斑。同时对图12e<sub>2</sub>中红色矩形框位置进行反傅里叶变换(IFFT)得到对应的晶格条纹图(图12e<sub>3</sub>~12e<sub>4</sub>),进一步证实了在 $\beta$ 晶界和晶粒内确实有明显的 $\omega$ 析出相(晶格条纹图中白色区域)。 $\alpha/\beta$ 晶界位置的 $\omega$ 析出相呈长条状分布,在析出相内晶格扭曲和位错滑移及位错堆积现象不明显,而在非析出相区域,有明显的刃型位错和位错滑移及晶格扭曲现象。 $\beta$ 晶粒内部析出相分布较为分散,无明显的连续性,其对位错滑移的阻碍现象更明显,造成严重的晶格扭曲,位错滑移轨迹较为曲折(图12e<sub>4</sub>黄色虚线位置)。

RP试样变形时应力集中诱发马氏体相变,在 $\beta$ 转变组织中析出 $\alpha_s$ 。位错在 $\alpha/\beta$ 晶界处大量聚集会改变晶界附近的应力场,晶界处的应力集中和晶体结构的局部调整使得界面处的原子重排诱发晶体发生孪生变形,位错运动和应力集中的交互作用导致晶界处孪晶的产生。由于硬取向 $\alpha$ 相的滑移系数少于 $\beta$ 相<sup>[42]</sup>,位错在 $\alpha$ 相内滑移受阻,导致其在特定方向上聚集形成滑移基线。而 $\beta$ 相内滑移系数少,位错在 $\beta$ 相内的滑移现象会更明显,更容易发生变形,伴随着应力集中和晶粒间的各向异性引发了滑移带的产生。出现位错攀移是由于试样受力时的温度变化促使原子扩散和材料内部产生的应力梯度导致位错运动受到附加力,从而促使位错发生攀移逐渐形成晶界。相比RP试样,STA910试样 $\alpha_L$ 晶粒的细化和 $\alpha_s$ 及 $\omega$ 相的析出增大了 $\alpha/\beta$ 界面。同时,在拉伸过程中的应力集中和晶粒细化增加了晶界面积,在晶界处位错滑移和位错塞积严重,缩短了拉伸过程中位错滑移的自由程长度。另外,马氏体相变过程中 $\alpha_s$ 与 $\omega$ 相的析出引起晶格参数发生变化,位错线以绕过或切过机制导致位错增殖,析出相与基体晶格错配引发应力集中,驱动位错形核

使得晶粒内位错密度增加。大尺寸 $\alpha_L$ 边缘因变形程度较大,拉伸时局部应力集中和位错缠结容易引发晶粒细化。固溶时效过程中,组织发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 的同素异构转变,位错不断迁移和排列形成亚晶界,而亚晶界相对其他无位错区和非缺陷位置处于高能状态<sup>[43]</sup>,所以 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变优先发生在亚晶界与 $\beta$ 晶界交汇处。缠结塞积严重的位错直接穿过阻断 $\beta$ 相使晶粒细化。

另外,热处理过程中组织变化的同时伴随着元素的再分配,对RP和STA910试样进行EDS能谱分析。图13的EDS元素面扫图显示 $\alpha$ 稳定元素Al主要富集在 $\alpha_L$ 相内,而 $\beta$ 稳定元素V和Fe则富集在 $\beta$ 相中,固溶时效后STA910试样的 $\alpha$ 与 $\beta$ 两相间元素富集现象减弱,元素分布更均匀。对图14中 $\alpha_L$ 、 $\alpha/\beta$ 晶界及 $\beta_L$ 相区对应点的EDS元素点扫描分析结果如表3所示。可以看到RP试样各相间的元素浓度差显著大于STA910。STA910试样中的Al含量均升高,而V和Fe元素含量均降低, $\alpha/\beta$ 晶界与 $\beta_L$ 内V与Fe元素浓度差比 $\alpha_L$ 相内变化更显著。点扫相区间显著的元素浓度差与面扫元素富集的现象均表明,固溶时效处理降低了合金元素的偏析程度。合金在升温时,组织内发生 $\alpha \rightarrow \beta$ ,导致 $\alpha$ 相比例减小, $\beta$ 相比例增大, $\alpha \rightarrow \beta$ 转变的同时伴随着元素的动态再分配<sup>[44]</sup>,原 $\beta$ 相内富集的V、Fe元素和 $\alpha$ 相内富集的Al元素向相邻晶粒扩展,导致 $\alpha$ 、 $\alpha/\beta$ 晶界及 $\beta_L$ 内V、Fe元素平均含量下降,Al元素平均含量略有升高。同时, $\alpha \rightarrow \beta$ 转变属于无扩散型相变, $\alpha$ 相中Al扩散速率低于 $\beta$ 相,且V与Fe在 $\beta$ 相内可以无限互溶,在 $\alpha$ 相中的溶解度较小<sup>[45]</sup>,导致V含量在 $\alpha/\beta$ 晶界与 $\beta_L$ 内发生显著变化,而在 $\alpha$ 相内变化不明显。 $\beta$ 稳定元素V和Fe的均匀分布可以抑制 $\beta$ 相的分解,维持 $\beta$ 相的稳定性,提高合金韧性。Al在 $\alpha$ 相内均匀固溶能够提高其晶格畸变能、阻碍位错滑移,进而产生固溶强

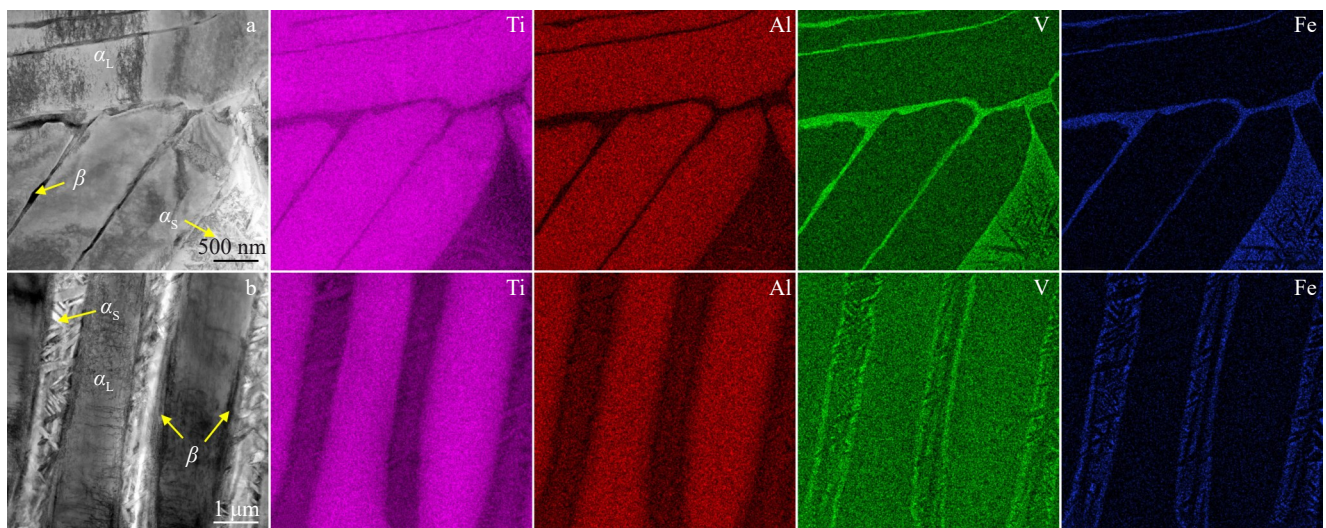


图13 TC4-0.55Fe合金TEM-EDS元素面分布

Fig.13 TEM-EDS element mappings of different TC4-0.55Fe alloys: (a) RP and (b) STA910

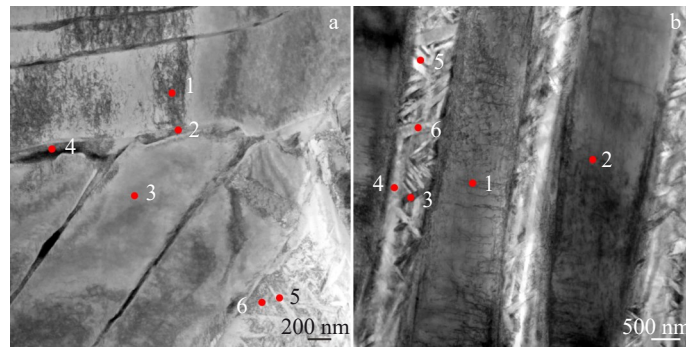


图 14 不同点扫描位置照片

Fig.14 Images of different scanning positions: (a) RP and (b) STA910

表 3 图 14 中不同标注位置的 EDS 成分分析结果

Table 3 EDS analysis results of different positions marked in Fig.14 (wt%)

Sample	Phase	Position	Ti	Al	V	Fe
RP	$\alpha_L$	1	90.75	6.83	2.24	0.18
		2	90.73	6.77	2.32	0.19
	$\alpha\beta$	3	74.85	1.87	18.76	4.52
		4	76.00	2.00	17.54	4.46
	$\beta_t$	5	75.89	3.11	14.66	6.34
		6	77.33	3.75	13.14	5.78
STA910	$\alpha_L$	1	90.31	7.03	1.98	0.16
		2	90.82	6.03	2.12	0.37
	$\alpha\beta$	3	91.48	6.91	1.59	0.19
		4	88.25	5.91	5.46	0.38
	$\beta_t$	5	83.71	4.16	9.44	2.69
		6	89.78	5.78	4.10	0.35

化效果。时效过程中, Al、V 和 Fe 可能在晶界处选择性偏聚, 形成局部有序结构, 抑制晶界滑移, 达到晶界强化的效果。固溶时效通过调控组织稳定性和元素的均匀分布, 促进细小  $\alpha_s$  和  $\omega$  相的析出, 增强固溶强化、细化晶粒及优化组织均匀性等多重机制提升合金强度。

综合而言, 晶界滑移、孪生和位错运动是 RP 试样的主要变形机制。退火后 ST910 和 STA910 试样  $\alpha_L$  晶粒厚度和  $\alpha_C$  尺寸的增大导致位错钉扎效应增强和位错滑移距离增大, 提高了合金变形抗力。  $\alpha_s$  和  $\omega$  相的析出引起位错增殖促使位错密度增加, 在增加  $\alpha\beta$  晶界阻碍位错运动的同时达到了晶粒细化的效果。同时, 固溶时效也改善了合金元素偏析和不均匀性。这些因素使 TC4-0.55Fe 合金管材的强度和塑性得到显著提高<sup>[46]</sup>。  $\beta$  相区固溶时效后, STA970 试样  $\beta$  转变组织中析出大量阻碍位错运动的  $\alpha_s$  与  $\beta$  界面, 产生严重的位错塞积, 导致位错滑移困难, 提高了合金强度。但魏氏组织内高密度的  $a/a$  相界和  $\alpha\beta$  相界面可能会引起非均匀变形和应力集中, 导致微孔洞和裂纹在晶界处形核, 组织协调性变差, 进而降低了合金的塑性<sup>[47]</sup>。

#### 4.2 热处理对-20 °C 冲击性能的影响

观察断口附近纵截面组织和裂纹扩展路径, 如图 15 所示, 断口附近的微观组织发生了明显的流线型拉长和扭折弯曲。  $\alpha_L$  的扭折弯曲表明片层组织可以在变形过程中通过偏转作用缓解局部应力集中、降低位错滑移阻力, 以促进进一步的塑性变形<sup>[48]</sup>。 ST910 试样的冲击断口(图 15e)中出现了长约 56  $\mu\text{m}$  的大尺寸裂纹向内扩展, 并且向内扩展裂纹尖端出现了二次裂纹。裂纹横向穿过  $\alpha_L$ , 在大尺寸晶界  $\alpha$  相附近, 裂纹扩展路径被阻碍发生偏转, 有沿着  $\alpha_{GB}$  扩展现象。 STA910 样品(图 15f)的大尺寸  $\alpha_C$  内裂纹尖端组织明显颈缩, 交织状网篮分布的  $\alpha_L$  相中裂纹扩展路径比较平直, 晶粒厚度较大的  $\alpha_L$  组成的  $\alpha_C$  对裂纹扩展路径弯曲度的影响明显大于交错分布的  $\alpha_L$ 。退火温度升高至相变点以上, 大角度晶界减少, 位错缠结现象较少, 减少了裂纹萌生点的数量<sup>[49]</sup>, 导致 STA970 试样韧性降低, 合金的总体断裂方式以穿晶断裂为主, 局部位置存在沿晶断裂。

高应变速率冲击载荷作用下 V 型缺口根部裂纹迅速萌生和扩展, 塑性变形集中在裂纹尖端小范围内<sup>[50]</sup>。由于 RP 试样的  $\alpha_C$  尺寸较小, 集束内  $\alpha_L$  交错分布, 晶界或

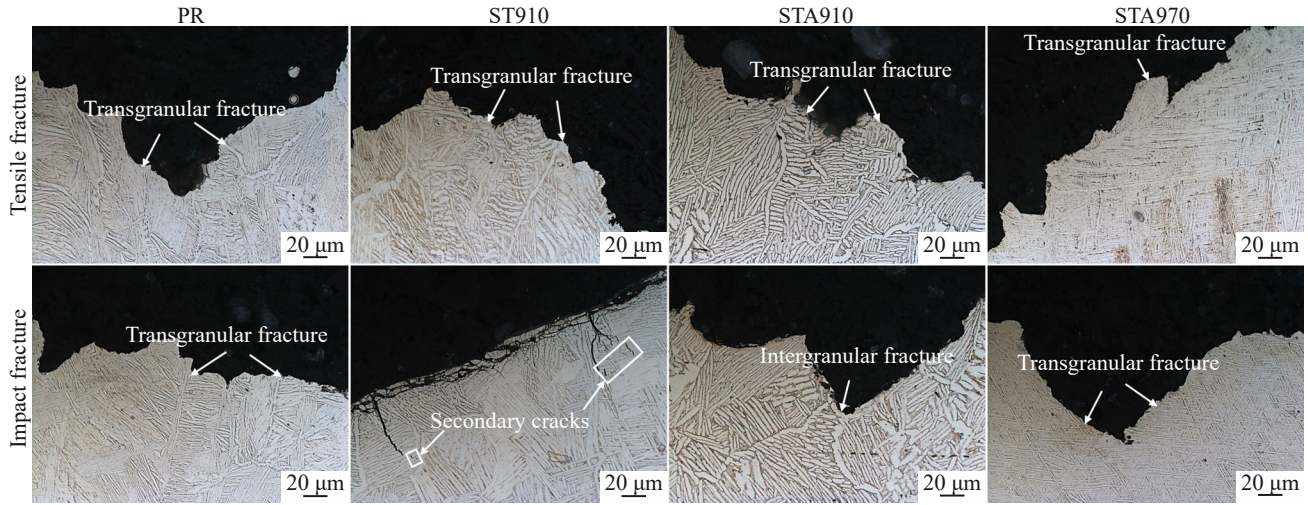


图15 TC4-0.55Fe钛合金管材拉伸与冲击断口剖面微观组织

Fig.15 Cross-sectional microstructures of tensile and impact fracture of different TC4-0.55 Fe titanium alloy tubes

$\alpha/\beta$ 相界面处位错塞积严重导致局部应力集中,裂纹扩展阻力较大,增加了裂纹扩展路径。EDS结果中RP试样 $\beta$ 相内V、Fe元素显著富集,V和Fe元素的偏析可能形成裂纹源,富V区会抑制 $\alpha$ 相的析出,导致局部区域 $\beta$ 相聚集, $\beta$ 相稳定性较高,高稳定性的 $\beta$ 相在受力变形时,能通过多种位错滑移系进行塑性变形,从而吸收较多能量,表现出良好的冲击韧性。910 °C固溶后ST910试样中可能有未溶解的 $\alpha$ 相阻碍 $\beta$ 相的均匀化,同时,空冷冷却速率较快,可能导致局部亚稳 $\beta$ 相保留并形成脆性较高的 $\alpha_s$ ,密排六方结构的 $\alpha_s$ 相难以协调塑性变形,导致合金脆性增加,韧性下降。由图2、图11、图12可知,两相区固溶时效后STA910组织中 $\alpha_c$ 内 $\alpha_L$ 取向性明显,取向一致的晶界对裂纹穿晶扩展的阻力降低,同时,相界面处位错等缺陷的增加容易在冲击载荷作用下成为裂纹萌生和扩展点,加速材料的破坏,导致冲击韧性下降。时效过程中, $\alpha_s$ 相和 $\omega$ 相的析出强化 $\beta_t$ ,位错容易在 $\alpha_s$ 和 $\beta_t$ 界面处聚集导致局部应变增加和微裂纹的形成。冲击载荷作用下,位错运动难以快速适应加载速率,导致材料易发生脆性断裂,冲击韧性下降<sup>[51]</sup>。另外,固溶时效过程中可能发生不完全动态再结晶,组织中残留的变形晶粒或织构导致各向异性,降低合金的冲击韧性。EDS结果也表明STA910中 $\beta$ 相稳定元素含量下降,降低了 $\beta$ 相的稳定性,应力加载时 $\beta$ 相发生应力诱发相变(如 $\beta \rightarrow \alpha_s$ 或 $\omega$ ),晶体结构发生变化,位错滑移系减少,由于 $\alpha$ 相强度高但韧性较低, $\beta$ 相韧性较好<sup>[52]</sup>,所以 $\beta$ 相减少、 $\alpha$ 相增多会使合金整体冲击韧性下降。 $\beta$ 相区固溶时效后快速冷却导致 $\beta$ 晶粒异常长大, $\beta$ 晶粒粗化导致晶面积减少使得裂纹易沿晶扩展,时效时 $\beta_t$ 中细小 $\alpha_s$ 和 $\omega$ 相的析出在阻碍位错运动的同时导致合金脆性增加,在冲击载荷下,合金难以通过有效塑性变形消耗能量,裂纹扩展受阻,从而导致冲击韧性降低。

## 5 结论

1)变形魏氏组织RP试样在两相区固溶时效后, $\alpha_c$ 尺寸和 $\alpha_L$ 平均晶粒厚度显著增大,组织取向性和均匀性也显著增强, $\alpha_L$ 平均晶粒厚度由1.16  $\mu\text{m}$ 增加至STA910试样的2.76  $\mu\text{m}$ , $\beta$ 相区固溶时效后 $\alpha_L$ 平均晶粒厚度下降至0.85  $\mu\text{m}$ ,为典型的魏氏组织特征。

2)RP试样在-20 °C时的冲击韧性最高达到了82.7±1.03 J/cm<sup>2</sup>,STA910试样抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为984±8.92 MPa、904±9.93 MPa和(16.2±0.93)%,相比RP增幅达到了8.85%、14.00%和14.08%。-20 °C冲击韧性保持在64.9±1.78 J/cm<sup>2</sup>。在两相区910 °C范围内对合金进行固溶时效能够获得较好的强韧匹配性。

3)拉伸断口形貌中,STA910试样断口为大而深的韧窝形貌,断裂方式为穿晶断裂,对应最好的强度和延伸率;RP试样的冲击断口形貌有更大尺寸的韧窝和孔洞,断裂机制有韧性断裂和解理断裂的特征,对应最高的冲击韧性值。合金整体以韧性断裂和穿晶断裂为主。

4)合金以晶界滑移、位错运动和孪生等为主要变形机制。 $\alpha_c$ 尺寸的增大和 $\alpha_L$ 晶粒的均匀化显著增加 $\alpha/\beta$ 晶界,晶粒内位错增殖、 $\beta_t$ 中 $\alpha_s$ 和 $\omega$ 相的析出和元素偏析的改善达到了显著的晶界强化和固溶强化效应。

## 参考文献 References

- [1] Xu Lingyu(许玲玉), Ma Borong(马博荣), Li Chong(李冲) *et al.* *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2024, 39(2): 63
- [2] Wang L, Zhao X H, Wang X D *et al.* *Coatings*[J], 2024, 14(8): 941
- [3] Liu Qiang(刘强), Zhao Mifeng(赵密锋), Zhu Guochuan(祝国川) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2557
- [4] Cui X L, Zhao Y Y, Yin S J *et al.* *Advances in Industrial and*

- Manufacturing Engineering*[J], 2025, 10: 100159
- [5] Wang W R, Yuan L H, Zhang H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 931: 167558
- [6] Wang K H, Liu G, Zhao J *et al. Materials and Design*[J], 2016, 91: 269
- [7] Li H, Wei D, Zhang H *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 279: 116520
- [8] Wang W R, Yuan L H, Zhang H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 931: 167558
- [9] Ren Weining(任伟宁), Li Xusheng(李旭升), Cui Wenjun(崔文俊) *et al. Forging and Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2025, 50(2): 222
- [10] Peng S X, Liu Y K, Fu M Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 895: 146217
- [11] Luo Dengchao(罗登超), Wang Yun(王云), Li Wei(李维). *Forging and Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2022, 47(8): 118
- [12] Yuan L H, Wang W R, Zhang H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 841: 143003
- [13] Zhou X F, Fu W, Li C N *et al. Metals*[J], 2023, 13(11): 1893
- [14] Chen Chen(陈晨), Shuang Yuanhua(双远华), Chen Jianxun(陈建勋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 959
- [15] Liang Z L, Sun Z G, Zhang W S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 1041
- [16] Guo K, Meng K, Miao D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 766: 138346
- [17] Li Ting(李婷), Du Yu(杜宇), Zhao Liang(赵亮) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2017, 36(10): 765
- [18] Wu Guicheng(伍贵成), Liu Huiqun(刘会群), Feng Chun(冯春) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(3): 741
- [19] Fu K N, Zhao Z W, Peng H L *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 326: 118358
- [20] Dong Y C, Huang S, Wang Y Y *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 194: 112357
- [21] Tao Z J, Yang H, Li H *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2016, 29(2): 542
- [22] Lv Xianghong(吕祥鸿), Liu Lele(刘乐乐), Li Jian(李健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2326
- [23] Yuan L H, Wang W R, Li Y *et al. Vacuum*[J], 2020, 177: 109399
- [24] Ding L, Hu R, Gu Y L *et al. Metals*[J], 2020, 10(8): 989
- [25] Sun Y Y, Alexandrov I V, Dong Y C *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 5277
- [26] Li X, Zhu Q S, Liu S N *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 1704
- [27] Chen F W, Gu Y L, Xu G L *et al. Materials and Design*[J], 2020, 185: 108251
- [28] Liu S N, Zhang J Q, Liu B W *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(10): 3485
- [29] Li X, Zhu Q S, Liu S *et al. Materials Science and Technology*[J], 2022, 38(17): 1543
- [30] Liao Y, Bai J H, Chen F W *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2022, 99: 114
- [31] Duan Weiwei(段薇薇), Dan Zhenhua(淡振华), Chang Hui(常辉) *et al. Corrosion and Protection*(腐蚀与防护)[J], 2018, 39(9): 689
- [32] Dai G Q, Niu J Z, Guo Y H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 1881
- [33] Zhao W, Su W J, Li L *et al. Metals and Materials International*[J], 2021, 27: 3214
- [34] Lei L, Zhao Y Q, Zhao Q Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 801: 140411
- [35] Dong Entao(董恩涛), Yu Wei(余伟), Mi Yongfeng(米永峰) *et al. Science and Technology of Baotou Steel*(包钢科技)[J], 2019, 45(4): 4
- [36] Li Silan(李思兰), Jia Weiju(贾蔚菊), Li Qian(李倩) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2022, 39(5): 17
- [37] Wu C, Zhao Y Q, Huang S X *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 175: 111103
- [38] Lei L, Zhao Q Y, Zhao Y Q *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 177: 111164
- [39] Huang S X, Zhao Q Y, Zhao Y Q *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 79: 147
- [40] Dong R F, Kou H C, Wu L *et al. Journal of Materials Science*[J], 2021, 56: 1685
- [41] Tian Y Y, Zhang L G, Wu D *et al. Acta Materialia*[J], 2025, 286: 120726
- [42] Hong S, Yu L M, Liu Y C *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(1): 59
- [43] Zhu W G, Lei J, Zhang Z X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 762: 138086
- [44] Huang Sensen(黄森森), Ma Yingjie(马英杰), Zhang Shilin(张仕林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(6): 741
- [45] Min J, Guo Y H, Niu J Z *et al. Materials*[J], 2021, 14(24): 7516
- [46] Wen X, Wan M P, Huang C W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 740–741: 121
- [47] Wu X G, Zhang B W, Zhang Y H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 859: 144184
- [48] Xu J W, Zeng W D, Zhao Y Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 676: 434
- [49] Lütjering G, Albrecht J, Sauer C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 468: 201
- [50] Fan J K, Li J S, Kou H C *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 96: 93
- [51] Tian X J, Zhang S Q, Li A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(7–8): 1821
- [52] Carman A, Zhang L C, Ivasishin O M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(3): 1686

## Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties of TC4-0.55Fe Titanium Alloy Tube

He Miaoxia<sup>1,2</sup>, Jiang Qing<sup>1</sup>, Guo Yumeng<sup>1</sup>, Dong Yuecheng<sup>1</sup>, Igor V. Alexandrov<sup>2</sup>

(1. Tech Institute for Advanced Materials, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

(2. Ufa University of Science and Technology, Ufa 450008, Russia)

**Abstract:** The cross piercing (RP) TC4-0.55 Fe titanium alloy seamless tube was taken as the research object. The microstructure was controlled by solid solution and aging treatments. The tensile properties at room temperature and impact properties at  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  were tested. The effects of microstructure evolution on mechanical properties were analyzed by scanning electron microscope, X-ray diffractometer, and transmission electron microscope. The results show that the size of  $\alpha_c$  and the average grain thickness of  $\alpha_L$  increase significantly, and the orientation and uniformity of the microstructure are also significantly enhanced. The tensile strength, yield strength, and elongation of RP samples are  $904\pm 1.23\text{ MPa}$ ,  $793\pm 2.62\text{ MPa}$  and  $(14.2\pm 0.72)\%$ , respectively. The impact energy and impact toughness at  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  are  $66.2\pm 1.62\text{ J}$  and  $82.7\pm 1.03\text{ J/cm}^2$ , respectively. After solution and aging in the two-phase region, the tensile strength, yield strength, and elongation of STA910 sample increase to  $984\pm 8.92\text{ MPa}$ ,  $904\pm 9.93\text{ MPa}$  and  $(16.2\pm 0.93)\%$ , respectively. The impact energy and impact toughness at  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  decrease slightly, but still maintain at  $52.8\pm 1.77\text{ J}$  and  $64.9\pm 1.78\text{ J/cm}^2$ , respectively. The  $\alpha/\beta$  interface is increased by the precipitation of  $\alpha_s$  and  $\omega$  phases in the STA910 sample, which increases the dislocation slip and motion resistance and improves the segregation of alloying elements. The dual effects of grain boundary strengthening and solid solution strengthening are achieved, thus improving the strength and plasticity of the alloy. On the other hand, all TC4-0.55Fe alloys show excellent impact toughness. The fracture modes of the alloys are mainly ductile fracture and transgranular fracture. The coarsening of  $\alpha$  phase grain size, the decrease in  $\beta$  phase stability, and the precipitation of  $\alpha_s$  and  $\omega$  phases in  $\beta_1$  lead to the decrease in impact properties of the alloys.

**Key words:** TC4-0.55Fe; titanium alloy tube; solid solution and aging; mechanical property

---

Corresponding author: Dong Yuecheng, Ph. D., Associate Professor, Tech Institute for Advanced Materials, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, E-mail: dongyuecheng@njtech.edu.cn