

热处理对 TC4-0.55Fe 钛合金管材力学性能的影响

何苗霞^{1,2}, 蒋晴¹, 郭雨萌¹, 董月成*¹, Igor V. Alexandrov²

(1 南京工业大学, 江苏 南京 211816)

(2 乌法理工大学, 俄罗斯 乌法 450008)

摘要: 面对苛刻复杂的油气资源开采环境, 亟需探索出具有高强韧服役性能的钛合金油井管材。本文以斜轧穿孔(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 °C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, α_c 尺寸和 α_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 MPa、793 MPa 和 14.2%, 在-20 °C冲击功与冲击韧性值分别达到 66.2 J 和 82.7 J/cm²。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 MPa、904 MPa 和 16.2%, -20 °C冲击功和冲击韧性略有下降, 但仍然保持在 52.8 J 和 66.2 J/cm²。STA910 试样通过固溶时效析出 α_s 和 ω 相增加了 α/β 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, α 相晶粒尺寸的粗化和 β 相稳定性的下降及 β_t 中 α_s 和 ω 相析出的综合影响导致了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: TG???

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0??-0?

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^[1-3]。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^[4-6]。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, 高效生产具有高强韧、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^[7-8]、挤压^[9-10]、锻造^[11-12]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^[13-14]。Luo 等^[11]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^[13]用热模拟压缩试验证实了在 1050 °C穿孔温度下得到的魏氏组织 Ti80 钛合金管材在-10 °C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^[15-16], 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。李等^[17]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 °C×1 h/WQ+580 °C×6 h/AC 处理后的组织为细片层 α 魏氏组织, 其断裂韧性(96.8 MPa·m^{1/2})、强度(892 MPa)及伸长率(16.0%)达到最大值, 但冲击韧性急剧下降。Wu 等^[18]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 °C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^[12]探究冷旋锻 TC4 钛合金无缝管退火过程中织构演变、再结晶行为对力学性能的影响, 发现在 650 °C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 $\bar{1}$)[12 $\bar{1}0$]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, 是现阶段国内外各行业应用最广泛的 $\alpha+\beta$ 双相钛合金材料^[19-20]。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^[21]、轧制^[22]、锻造^[23]等工艺制备的 TC4 钛合金管材存在强度和塑韧性不足等问题, 在高温高压、严寒极地等苛刻复

收到初稿日期:

基金项目: 国家重点研发计划(项目号 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, 博士在读, 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

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^[24-26], 诸多研究表明, TC4-0.55Fe 合金具有优异的力学性能。Sun 等^[25]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($\Delta\varepsilon_{v2} > 1.0\%$)下低周疲劳寿命与 TC4 接近, 而在低应变幅($\Delta\varepsilon_{v2} < 1.0\%$)下, 疲劳寿命远高于 TC4。Chen 等^[27]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 KIC 可以达到 $109.48 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。Liu 等^[28]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对棒材和板材在组织演变^[29]、力学性能^[30]、耐腐蚀性^[31]和热变形行为^[32]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。因此本文以斜轧穿孔的 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理的影响, 阐明组织演变对拉伸性能和冲击韧性影响的内在机理, 旨在为改善钛合金热加工工艺, 提升强韧性匹配提供参考。

1 材料与方法

实验用 TC4-0.55Fe 钛合金以海绵钛 (Ti(99.6%)、AlV55(Al41%、V58.66%)、Al 豆(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 $\Phi 97 \times 13 \text{ mm} \times 2023 \text{ mm}$ 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 1(a)所示, 方便起见, 文中各组试样分别命名为 RP(原始斜轧态)、ST910(910 $^\circ\text{C}$ 固溶 1h 后空冷)、STA910(910 $^\circ\text{C}$ 固溶 1h 空冷, 随后在 510 $^\circ\text{C}$ 下时效 2h 空冷)、STA970(970 $^\circ\text{C}$ 固溶 1h 空冷, 随后在 510 $^\circ\text{C}$ 下时效 2h 空冷)。

表 1 TC4-0.55Fe 钛合金的化学成分(wt.%)

Table 1 The 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.

拉伸试验与冲击试验试样尺寸分别根据 GB/T228.1-2020《金属材料拉伸试验-室温试验方法》和 GB/T229-2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》加工成如图 1(b)所示尺寸。拉伸试验在 Instron 4507 万能试验机上以 0.002 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。

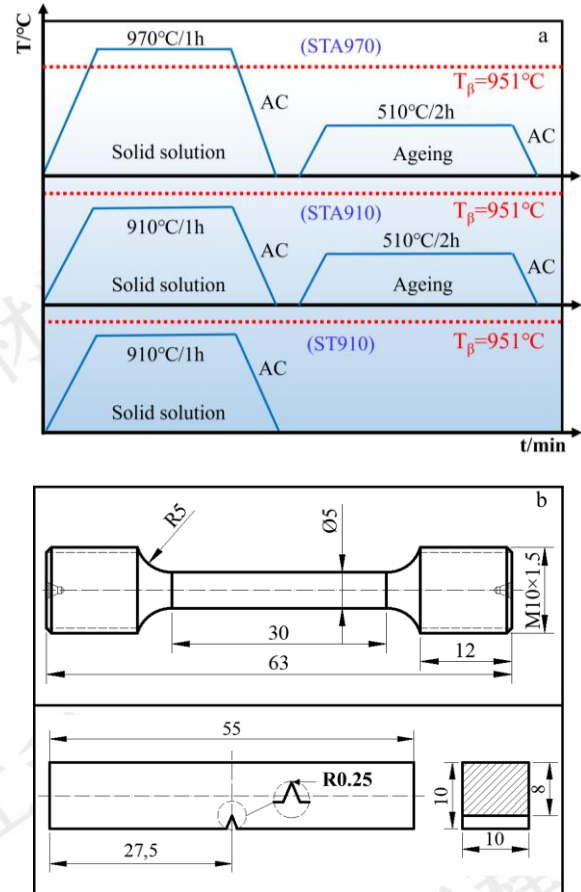


图 1 TC4-0.55Fe 钛合金管材热处理制度(a)与拉伸、冲击试样尺寸 (单位: mm)(b)

Fig.1 TC4-0.55Fe titanium alloy tube heat treatment system (a) and tensile and impact specimen size (unit: mm) (b)

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 HF:HNO₃:H₂O=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 nm 的 Cu 靶 $\text{K}\alpha 1$ 射线, 扫描速度为 $10\text{ }^\circ/\text{min}$, 衍射角 2θ 范围为 $30\text{ }^\circ\text{--}80\text{ }^\circ$ 。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 $50\text{--}100 \text{ }\mu\text{m}$ 后冲孔得到 $\Phi 3 \text{ mm}$ 的小圆片, 随后用 $\text{HClO}_4\text{:CH}_3\text{CH}_2\text{CH}_2\text{CH}_2\text{OH:CH}_3\text{OH}=6:34:60$ 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。

2 结论

2.1 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 2(a)中可以看出，RP 试样组织由相互交错排列的片层 α 相(α_L)、不连续的晶界 α (α_{GB})及 β 转变组织(β)构成。在具有一定取向的 α 集束(α_C)内 α_L 相互平行或交叉排列，局部位置存在未破碎的块状 α 。固溶处理后 ST910 试样的 α_L 晶粒厚度相比 RP 试样明显粗化，部分细长的 α 相被破碎成短棒状结构，局部 α 相有球化的趋势。经过固溶时效处理后的 STA910 试样的 α_L 晶粒厚度持续增加且其晶粒厚度分布更均匀， β 相晶界完整清晰。 α_C 的尺寸显著增大且大集束内 α 相的取向性更显著，组织趋于均匀化，细长的 α 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 β 相区固溶时效后，STA970 试样组织转变为粗大的 β 晶粒和完整的晶界 α ， β 晶粒内 α 相形成大尺寸“集束”，同一集束内 α_L 相互平行或交叉排列，呈现典型的魏氏组织特征。

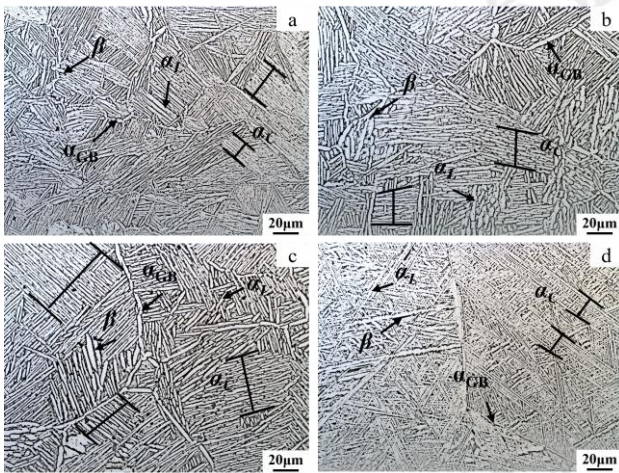


图 2 TC4-0.55Fe 钛合金管材微观组织: (a) RP; (b) ST910; (c) STA910; (d) STA970

Fig.2 Microstructure of TC4-0.55 Fe titanium alloy tube: (a) RP; (b) ST910; (c) STA910; (d) STA970

由 Nano measurer 软件测定合金微观组织中 α_L 的平均晶粒厚度，结果如图 3 所示。热处理后 ST910 和 STA910 试样的 α_L 相平均晶粒厚度从原样 RP 的 1.16 μm 增加到了约 2.31 μm 和 2.76 μm ，分别增加了约 2 倍和 2.4 倍，而 STA970 试样的 α_L 平均晶粒厚度下降到了约 0.85 μm 。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 β 相。降温过程中晶内和晶界 α 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 α 相。对合金进行固

溶和时效处理时， α_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， α 相中的原子扩散能力增强导致 α 相中原子进行重排，倾向于向更稳定的状态转变。 α_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 α 相在较高的退火温度下快速长大使得 α_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 α 晶粒的均匀长大。同时，相界面的迁移也会促进 α 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 α 晶粒能够均匀生长，进一步促进了 α_C 的长大和 α_L 晶粒厚度的增加及尺寸的均匀化。

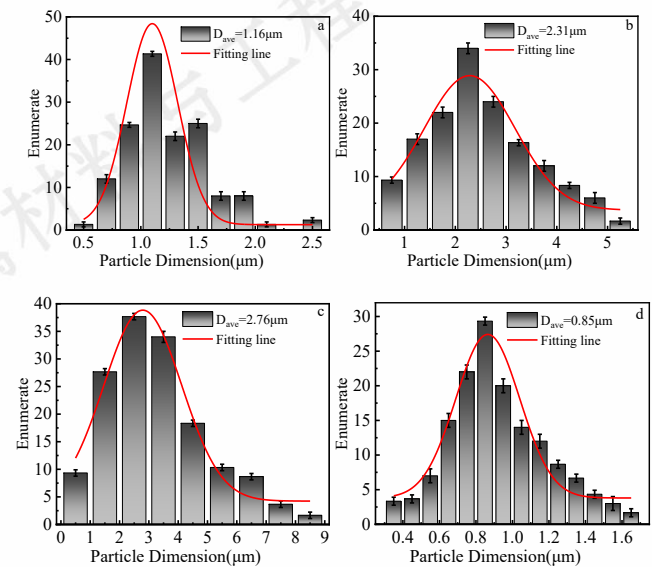


图 3 TC4-0.55Fe 钛合金管材的 α_L 平均晶粒厚度: (a) RP; (b) ST910; (c) STA910; (d) STA970

Fig.3 α_L average grain thickness of TC4-0.55Fe titanium alloy tube : (a) RP; (b) ST910; (c) STA910; (d) STA970

图 4 为不同试样的 XRD 图谱，TC4-0.55Fe 合金以 HCP 结构的 α 相为主，含有少量 BCC 结构的 β 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 α 相与 β 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，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 α 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。

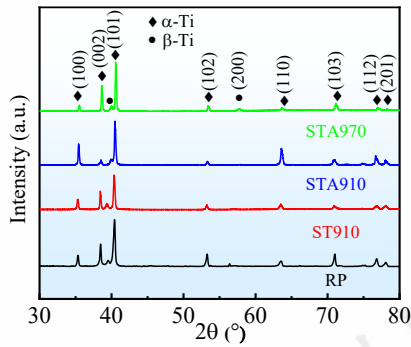


图 4 TC4-0.55Fe 钛合金管材的 XRD 图谱

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

2.2 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 5 a、b)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 5 c)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 5(c、d)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。

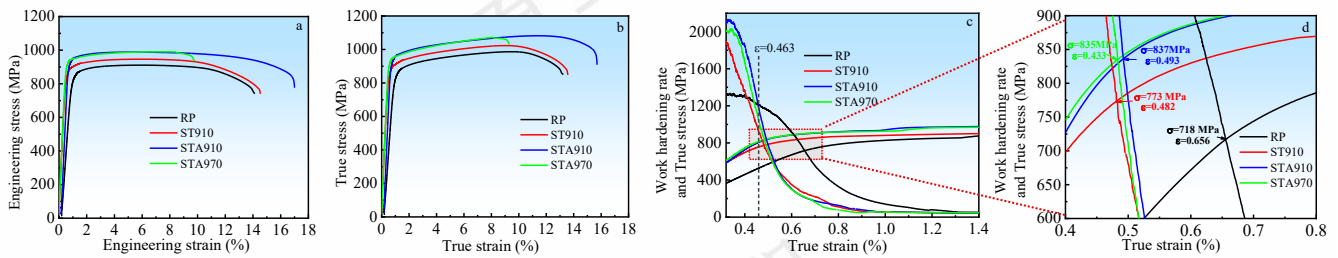


图 5 TC4-0.55Fe 钛合金管材力学性能曲线: (a) 工程应力-工程应变; (b) 真应力-真应变; (c、d) 加工硬化率、真应力-真应变

Fig.5 TC4-0.55Fe titanium alloy pipe mechanical properties curve: (a) Engineering stress-Engineering strain; (b) True stress-True strain; (c,d)

Work hardening rate, True stress-True strain

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 β 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 MPa 和 793 MPa,断后伸长率为 14.2%。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 MPa、904 MPa 和 16.2%,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%,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/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。

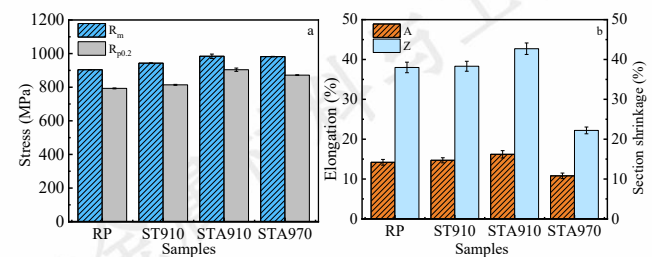


图 6 TC4-0.55Fe 钛合金管材室温拉伸力学性能: (a) 抗拉强度与屈服强度; (b) 断后伸长率与断面收缩率

Fig.6 Tensile mechanical properties of TC4-0.55 Fe titanium alloy tube at room temperature: (a) Tensile strength and Yield strength; (b)

Elongation after fracture and Reduction of area

可以看出,两相区内 α_L 晶粒厚度的增加和 α_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 α_L 相互平行排列导致其在粗大的 α_C 边

界处形成位错塞积，引发裂纹萌生和扩展。细长 α_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 α_S ，退火温度的升高会导致

α_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。

表 2 TC4-0.55Fe 钛合金管材室温拉伸与 -20℃冲击性能结果

Table 2 The results of room temperature tensile and -20 °C impact properties of TC4-0.55 Fe titanium alloy tube

Samples	R _m /MPa	R _{p0.2} /MPa	A/%	Z/%	KV2(J)	aKV2(J/cm ²)
RP	904±1.23	793±2.62	14.2±0.72	38.0±1.32	66.4±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

图 7 为不同状态试样室温拉伸后断口纤维区(a1~d1)和剪切唇区(a2~d2)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 β 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。

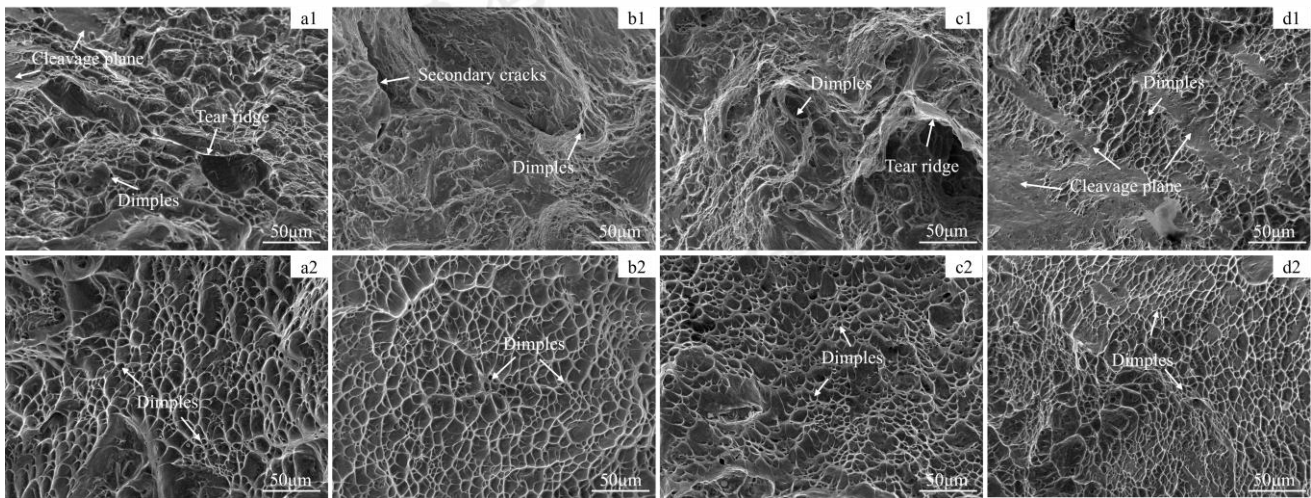


图 7 TC4-0.55Fe 钛合金管材拉伸断口纤维区与剪切唇区形貌: (a1-a2) RP; (b1-b2) ST910; (c1-c2) STA910; (d1-d2) STA970

Fig.7 The morphology of fiber zone and shear lip zone of tensile fracture of TC4-0.55 Fe titanium alloy tube: (a1-a2) RP; (b1-b2) ST910; (c1-c2) STA910; (d1-d2) STA970

2.3 -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达到了 66.4 J 和 82.7 J/cm²。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 J 和 70.1 J/cm²，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 J 和 66.2 J/cm²，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%。 β 相区固溶时效后，

STA970 样品的冲击功和冲击韧性为 50.1 J 和 62.6 J/cm²，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。

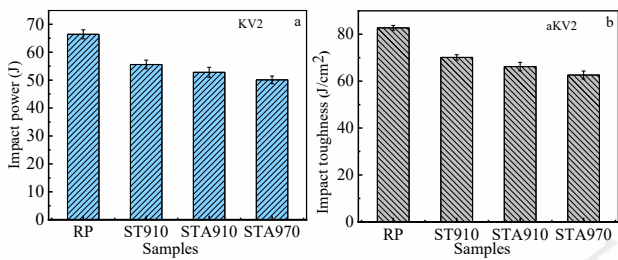


图 8 TC4-0.55Fe 钛合金管材-20 °C 冲击性能: (a) 冲击吸收功; (b) 冲击韧性

Fig.8 Impact properties of TC4-0.55Fe titanium alloy tube at -20 °C:

(a) Impact absorption energy; (b) Impact toughness

观察试样在-20 °C 条件下冲击断口裂纹萌生区(a1~d1)、放射区(a2~d2)和剪切唇区(a3~d3)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 9 a1~d1)。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 9 a2~d2)。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 9 a3~d3)。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,组织的变性协调能力变差,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。

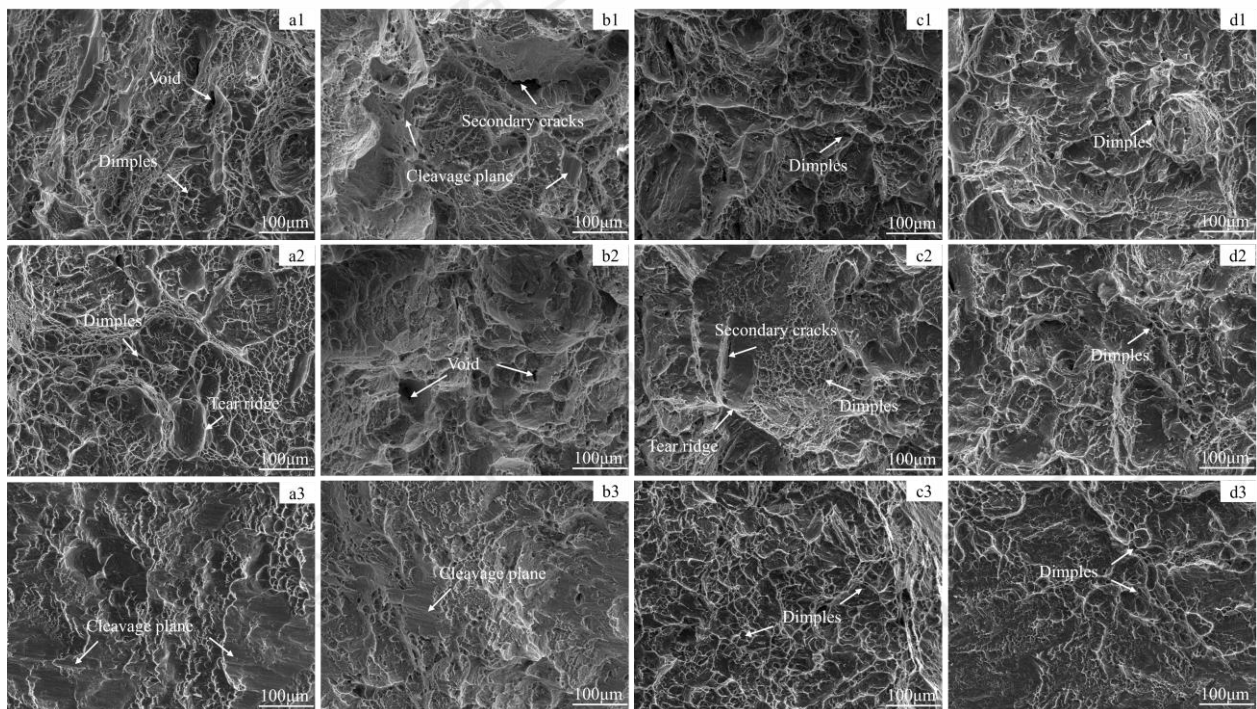


图 9 TC4-0.55Fe 钛合金管材冲击断口形貌: (a) RP; (b) ST910; (c) STA910; (d) STA970

Fig.9 Impact fracture morphology of TC4-0.55 Fe titanium alloy tube: (a) RP; (b) ST910; (c) STA910; (d) STA970

图 10 总结了目前常见的挤压^{[1][10]}、轧制^[33-36]和斜轧穿孔^{[11][13][17]}等工艺制备的部分钛合金管材和棒材^[37-38]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。

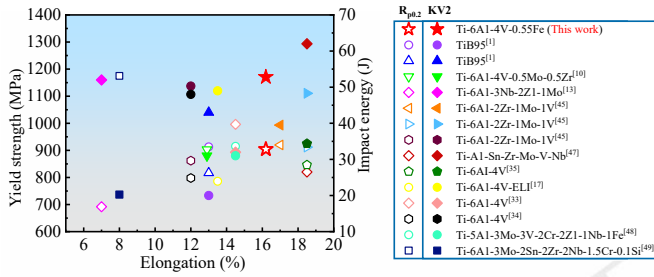


图 10 常见钛合金管材屈服强度、延伸率和冲击功比较

Fig.10 Comparison of Yield strength, Elongation and Impact energy of common titanium alloy tubes

3 讨论

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

晶,这些孪晶开始于 β 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 α_L/β 界面处的局部应力集中^[39]。对 A 位置放大进行暗场像分析(图 11 b1)和选区电子衍射花样标定(图 11 b2)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 11 b3)。图 11(b4)为图 11(b3)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 11(c)中 α_L 相互平行排列的 α_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 11(d)中晶粒取向差较大的区域,从 α_L/β 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 11(e)中高密度位错缠结的 β 晶界位置 B 区进行选取衍射花样标定,发现了 α 相 β 相共格现象,对 B 区进行 HRTEM(图 11 e2)和 IFFT 变换得到晶格条纹图(图 11 e3)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。

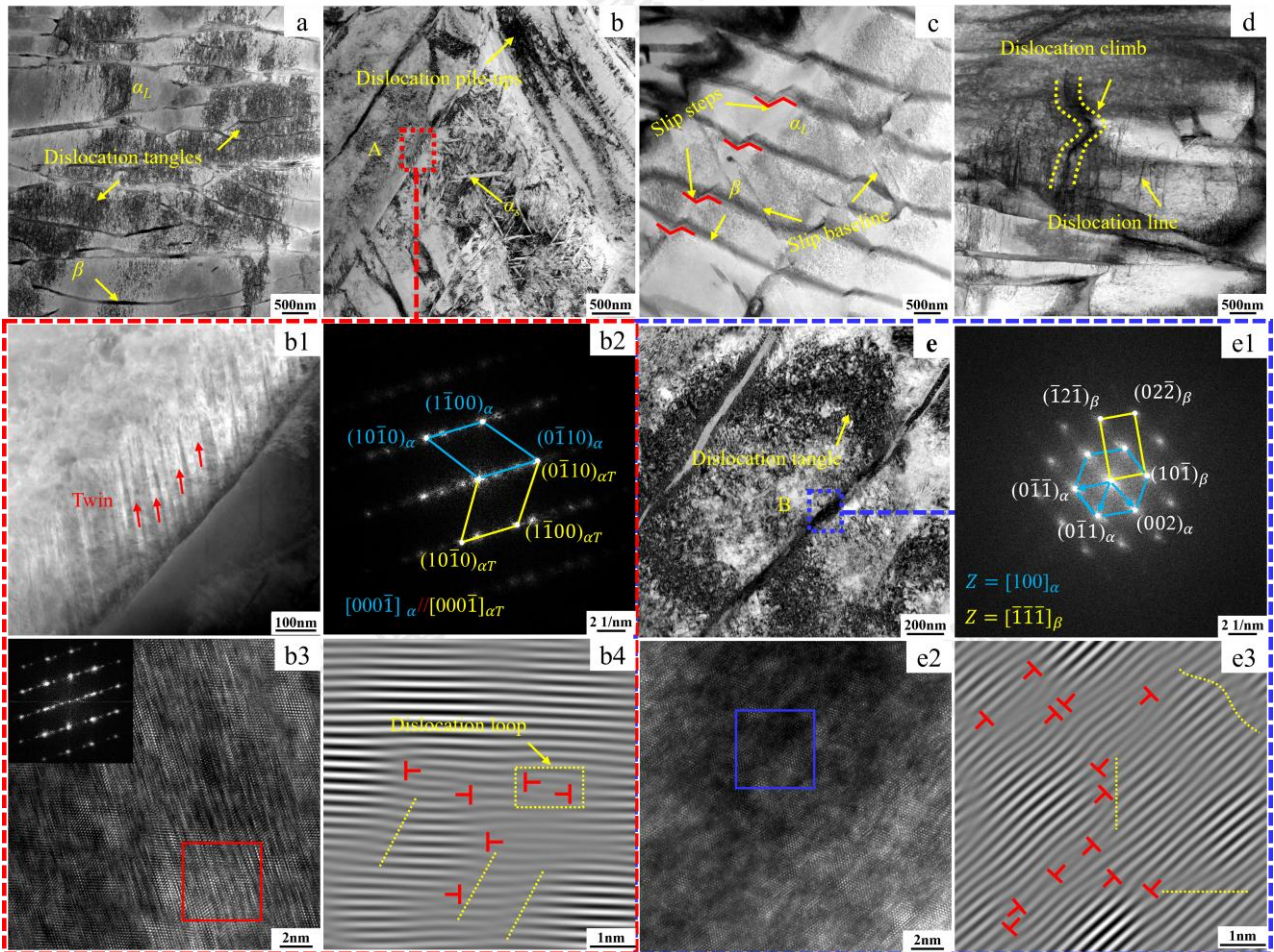


图 11 RP 试样拉伸断口附近 TEM 图: (a-e) 形貌明场像图; (b1) b 图 A 区孪晶暗场像图; (b2) b 图 A 区衍射斑点图; (b3) b 图 A 区 HRTEM 图与 FFT 衍射斑点图; (b4) b3 红色矩形框 IFFT 的晶格条纹图; (e1) e 图 B 区衍射斑点图; (e2) e 图 B 区 HRTEM 图; (e3) 图 e2 蓝色矩形框 IFFT 晶格条纹图

Fig.11 TEM diagram near the tensile fracture of RP specimen: (a-e) Bright field image of morphology; (b1) b diagram A area twins dark field image diagram; (b2) b diagram A zone diffraction spot diagram; (b3) b diagram A zone HRTEM diagram and FFT diffraction spot diagram; (b4) b3

red rectangular frame IFFT lattice fringe diagram; (e1) e diagram B zone diffraction spot diagram; (e2) e diagram B zone HRTEM diagram; (e3) e2 blue rectangular frame IFFT lattice fringe diagram

图 12 为 STA910 试样拉伸断口附近 TEM 观察结果, 由图 12(a~g)可知, 固溶时效处理后 α_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 α_L 晶粒间的 β 转变组织中发现有大量的纳米尺度 α_S 相析出(图 12 a), 在图 12(f)中还发现了取向性明显的 α_S 球化行为, 其晶粒厚度和长度可以达到 208 nm 和 490 nm。同时还观察到长度约 498 nm 的针状 α_S , 在球化的 α 相内未发现明显的位错缠结和塞积现象, 而在针状 α_S 内位错分布较为密集。图 12(b)中高密度位错缠结的 α_L 晶界交汇处, 无明显位错缠结的粗大 α_L 相出现了晶粒细化现象, 在图 12(c)的 HAADF 暗场像图中观察到 α/β 晶界位置还分布着细小的点状析出相。图 12(e1)为图 12(e)中 A 区对应的选区衍射花样图, 根据前人研究^[40-41]和衍射斑点标定确定, 除 β 基体外, 在 $(0\bar{1}\bar{1})_\beta$ 附近存在微弱的 ω 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 12(e)A 区通过高分辨图 (HRTEM) 进行傅里叶变换(FFT)得到 $[\bar{1}00]_\omega$ 晶带轴下的选取衍射花样(图 12 e2), 证实了 β 斑的衍射斑内有 $(02\bar{1})_\omega$ 衍射斑。同时对图 12(e2)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 12 e3~e4), 进一步证实了在 β 晶界和晶粒内确实有明显的 ω 析出相(晶格条纹图中白色区域)。 α/β 晶界位置的 ω 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。 β 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 12 e4 黄色虚线位置)。

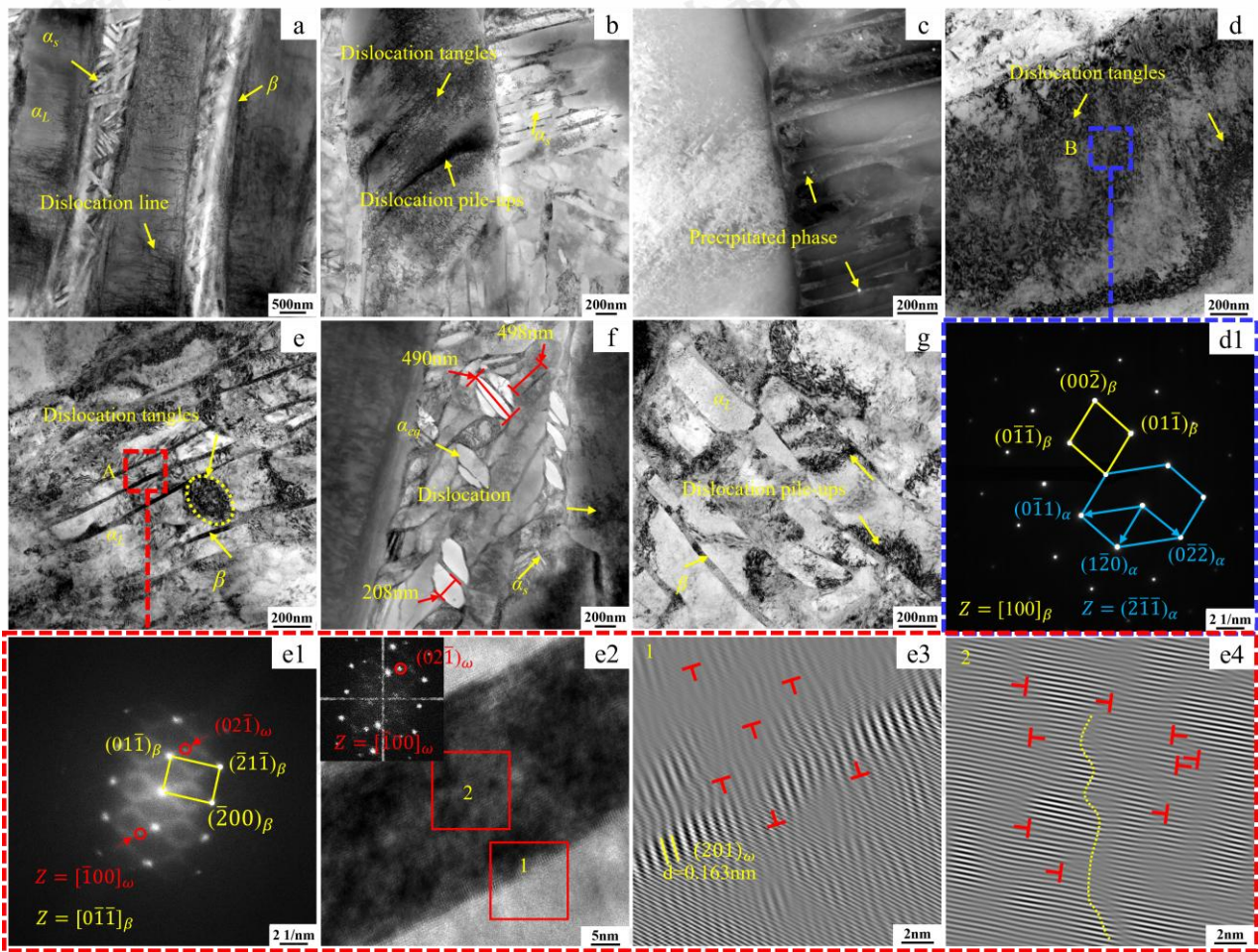


图 12 STA910 试样拉伸断口附近 TEM 图: (a-g) 形貌明场像图; (d1) d 图 B 区衍射斑点图; (e1) e 图 A 区衍射斑点图; (e2) e 图 A 区 HRTEM 图和 FFT 衍射斑点图; (e3) 图 e2 位置 1 的 IFFT 晶格条纹图; (e4) 图 e2 位置 2 的 IFFT 晶格条纹图

Fig.12 TEM diagram near the tensile fracture of STA910 specimen: (a-g) Bright field image of morphology; (d1) d image B area diffraction spot pattern; (e1) e image A area diffraction spot pattern; (e2) e image A area HRTEM image and FFT diffraction spot pattern; (e3) e2 position 1 IFFT lattice fringe pattern; (e4) e2 position 2 IFFT lattice fringe pattern

RP 试样变形时应力集中诱发马氏体相变, 在 β 转变组织中析出 α_S 。位错在 α/β 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 α 相的滑移系数少于 β 相^[42]，位错在 α 相内滑移受阻，导致其在特定方向上聚集形成滑移基线。而 β 相内滑移系数少，位错在 β 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 α_L 晶粒的细化和 α_S 及 ω 相的析出增大了 α/β 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 α_S 与 ω 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 α_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^[43]，所以 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变优先发生在亚晶界与 β 晶界交汇处。缠结塞积严重的位错直接穿过阻断 β 相使晶粒细化。

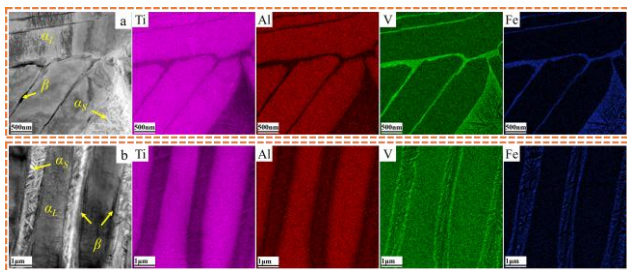


图 13 TEM-EDS 面扫 TC4-0.55Fe 合金元素分布: (a) RP; (b) STA910

Fig.13 TEM-EDS surface scanning TC4-0.55Fe alloy element distribution: (a) RP; (b) STA910

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 EDS 面扫图显示 α 稳定元素 Al 主要富集在 α_L 相内，而 β 稳定元素 V 和 Fe 则富集在 β 相中，固溶时效后 STA910 试样的 α 与 β 两相间元素富集现象减弱，元素分布更均匀。对图 14 中 α_L 、 α/β 晶界及 β_t 相区对应点的 Ti、Al、V、Fe 元素进行 EDS 点扫得到表 3 所示数据。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， α/β 晶界与 β_t 内 V 与 Fe 元素浓度差比 α_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 α 相比比例减小， β 相比比例增大， $\alpha \rightarrow \beta$ 转变的同时伴随着元素的动态再分配^[44]，原 β 相内富集的 V、Fe 元素和 α 相内富集的 Al 元素向相邻晶粒扩展，导致 α 、 α/β 晶界及 β_t 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， α 相中 Al 扩散速率低于 β 相，且 V 与 Fe 在 β 相内可以无限互溶，在 α 相中的溶解度较小^[45]，导致 V 含量在 α/β 晶界与 β_t 内发生显著变化，而在 α 相内变化不明显。 β 稳定元素 V 和 Fe 的均匀分布可以抑制 β 相的分解，维持 β 相的稳定性，提高合金韧性。Al 在 α 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 α_S 和 ω 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。

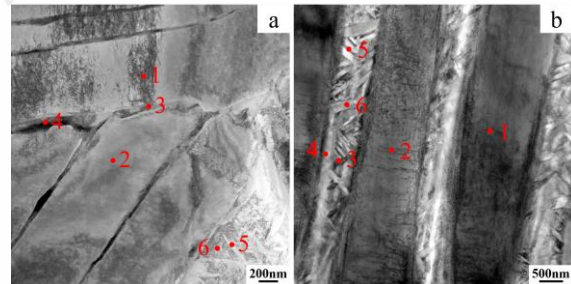


图 14 TEM-EDS 不同点扫位置: (a) RP; (b) STA910

Fig.14 TEM-EDS different scanning positions: (a) RP; (b) STA910

表 3 TEM-EDS 不同点扫位置 TC4-0.55Fe 合金化学成分 (wt. %)

Table 3 The chemical composition of TC4-0.55 Fe alloy at different scanning positions of TEM-EDS (wt. %)

Samples	Phase area	Spots	Ti	Al	V	Fe
RP	α_L	1	90.75	6.83	2.24	0.18
		2	90.73	6.77	2.32	0.19
	α/β	3	74.85	1.87	18.76	4.52
		4	76.00	2.00	17.54	4.46
		5	75.89	3.11	14.66	6.34
		6	77.33	3.75	13.14	5.78
STA910	α_L	1	90.31	7.03	1.98	0.16
		2	90.82	6.03	2.12	0.37
	α/β	3	91.48	6.91	1.59	0.19
		4	88.25	5.91	5.46	0.38
		5	83.71	4.16	9.44	2.69
		6	89.78	5.78	4.10	0.35

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 STA910 和 STA910 试样 α_L 晶粒厚度和 α_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。 α_S 和 ω 相的析出引起位错增殖促使位错密度增加，在增加 α/β 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^[46]。 β 相区固溶时效后, STA970 试样 β 转变组织中析出大量阻碍位错运动的 α_s 与 β 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 α/α 相界和 α/β 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^[47]。

3.2 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。 α_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^[48]。ST910 试样的冲击断口(图 15 e)中出现了长约 56 μm 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 α_L , 在大尺寸晶界 α 相附近, 裂纹扩展路径被阻碍发生偏转, 有沿着 α_{GB} 扩展现象。STA910 样品(图 15 f)的大尺寸 α_C 内裂纹尖端组织明显颈缩, 交织状网篮分布的 α_L 相中裂纹扩展路径比较平直, 晶粒厚度较大的 α_L 组成的 α_C 对裂纹扩展路径弯曲度的影响明显大于交错分布的 α_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^[49], 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。

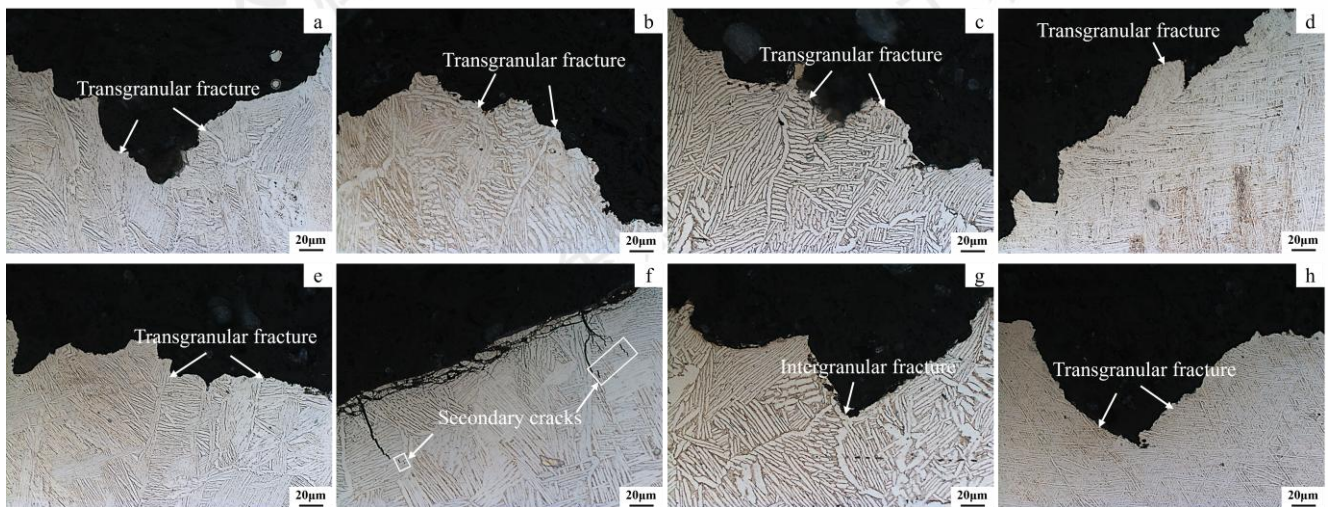


图 15 TC4-0.55Fe 钛合金管材拉伸(a-d)与冲击(e-g)断口剖面微观组织: (a,e) RP; (b,f) ST910; (c,g) STA910; (d,h) STA970

Fig.15 Microstructure of tensile (a-d) and impact (e-g) fracture sections of TC4-0.55 Fe titanium alloy tube: (a,e) RP; (b,f) ST910; (c,g) STA910; (d,h) STA970

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^[50]。由于 RP 试样的 α_C 尺寸较小, 集束内 α_L 交错分布, 晶界或 α/β 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 β 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 α 相的析出, 导致局部区域 β 相聚集, β 相稳定性较高, 高稳定性的 β 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 α 相阻碍 β 相的均匀化, 同时, 空冷冷却速率较快, 可能导致局部亚稳 β 相保留并形成脆性较高的 α_s , 密排六方结构的 α_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 α_C 内 α_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, α_s 相和 ω 相的析出强化 β_t , 位错容易在 α_s 和 β_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^[51]。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 β 相稳定元素含量下降, 降低了 β 相的稳定性, 应力加载时 β 相发生应力诱发相变(如 $\beta \rightarrow \alpha_s$ 或 ω), 晶体结构发生变化, 位错滑移系减少, 由于 α 相强度高但韧性较低, β 相韧性较好^[52], 所以 β 相减少、 α 相增多会使合金整体冲击韧性下降。 β 相区固溶时效后快速冷却导致 β 晶粒异常长大, β 晶粒粗化导致晶界面积减少使得裂纹易沿晶扩展, 时效时 β_t 中细小 α_s 和 ω 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。

4. 结论

本文研究了热处理工艺对 TC4-0.55Fe 钛合金管材室温拉伸性能和-20 °C冲击性能的影响,通过显微组织、断口形貌和断面组织表征,揭示了微观组织变化与合金强韧性和变形机理的内在联系。主要结论如下:

1) 变形魏氏组织 RP 试样在两相区固溶时效后, α_C 尺寸和 α_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, α_L 平均晶粒厚度由 1.16 μm 增加至 STA910 试样的 2.76 μm , β 相区固溶时效后 α_L 平均晶粒厚度下降至 0.85 μm , 为典型的魏氏组织特征。

2) RP 试样在-20 °C时的冲击功韧性最高达到了 82.7 J/cm², STA910 试样抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 984 MPa、904 MPa 和 16.2%, 相比 RP 增幅达到了 8.85%、14.00%和 14.08%。-20 °C冲击功韧性保持在 64.9 J/cm²。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。 α_C 尺寸的增大和 α_L 晶粒的均匀化显著增加 α/β 晶界,晶粒内位错增殖、 β_t 中 α_S 和 ω 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): 63-67, 88.
- [2] Wang L, Zhao X, Wang X, 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(07): 2557-2567
- [4] Cui X L, Zhao Y, Yin S, et al. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*[J], 2025: 100159
- [5] Wang W, Yuan L, Zhang H, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 931: 167558
- [6] Wang K, Liu G, Zhao J, et al. *Materials and Design*[J], 2016, 91: 269-277
- [7] Li H, Wei D, Zhang H, et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 279: 116520
- [8] Wang W, Yuan L, 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(02): 222-226
- [10] Peng S, Liu Y, Fu M, 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(08): 118-122
- [12] Yuan L, Wang W, Zhang H, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 841: 143003
- [13] Zhou X, Fu W, Li C, 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(03): 959-967
- [15] Liang Z, Sun Z, Zhang W, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 782: 1041-1048
- [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): 765-768
- [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(03): 741-751
- [19] Fu K, Zhao Z, Peng H, et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 326: 118358
- [20] Dong Y, Huang S, Wang Y, et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 194: 112357
- [21] Tao Z, Yang H, Li H, et al. *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2016, 29(2): 542-553
- [22] Lv Xianghong(吕祥鸿), Liu Lele(刘乐乐), Li Jian(李健), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(7): 2326-2332
- [23] Yuan L, Wang W, Li Y, et al. *Vacuum*[J], 2020, 177: 109399
- [24] Ding L, Hu R, Gu Y, et al. *Metals*[J], 2020, 10(8): 989
- [25] Sun Y, Alexandrov I V, Dong Y, et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 5277-5287
- [26] Li X, Zhu Q, Liu S, et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 1704-1716
- [27] Chen F, Gu Y, Xu G, et al. *Materials and Design*[J], 2020, 185: 108251
- [28] Liu S, Zhang J, Liu B, et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(10): 3485-3494
- [29] Li X, Zhu Q, Liu S, et al. *Materials Science and Technology*[J], 2022, 38(17): 1543-1553
- [30] Liao Y, Bai J, Chen F, et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2022, 99: 114-126
- [31] Duan Weiwei(段薇薇), Dan Zhenhua(淡振华), Chang Hui(常辉), et al.

- et al. Corrosion and Protection*(腐蚀与防护)[J], 2018, 39(09): 689-693+697
- [32] Dai G, Niu J, Guo Y, *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 1881-1895
- [33] Zhao W, Su W, Li L, *et al. Metals and Materials International*[J], 2021, 27: 3214-3224
- [34] Lei L, Zhao Y, Zhao Q, *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(04): 4-9
- [36] Li Silan(李思兰), Jia Weiju(贾蔚菊), Li Qian(李倩), *et al. Titanium*(钛工业进展)[J], 2022, 39(05): 17-21
- [37] Wu C, Zhao Y, Huang S, *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 175: 111103
- [38] Lei L, Zhao Q, Zhao Y, *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 177: 111164
- [39] Huang S, Zhao Q, Zhao Y, *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 79: 147-164
- [40] Dong R, Kou H, Wu L, *et al. Journal of Materials Science*[J], 2021, 56: 1685-1693
- [41] Tian Y, Zhang L, Wu D, *et al. Acta Materialia*[J], 2025, 286: 120726
- [42] Hong S, Yu L, Liu Y, *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(1): 59-66
- [43] Zhu W, Lei J, Zhang Z, *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(06): 741-750
- [45] Min J, Guo Y, Niu J, *et al. Materials*[J], 2021, 14(24): 7516
- [46] Wen X, Wan M, Huang C, *et al. Materials Science and Engineering:A*[J], 2019, 740-741:121-129
- [47] Wu X, Zhang B, Zhang Y, *et al. Materials Science and Engineering:A*[J], 2022, 859: 144184
- [48] Xu J, Zeng W, Zhao Y, *et al. Materials Science and Engineering:A*[J], 2016, 676: 434-440
- [49] Lütjering G, Albrecht J, Sauer C, *et al. Materials Science and Engineering:A*[J], 2007, 468: 201-209
- [50] Fan J, Li J, Kou H, *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 96: 93-99
- [51] Tian X J, Zhang S Q, Li A, *et al. Materials Science and Engineering:A*[J], 2010, 527(7-8): 1821-1827
- [52] Carman A, Zhang L C, Ivasishin O M, *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2011, 528(3): 1686-1693

Effect of heat treatment on mechanical properties of TC4-0.55Fe titanium alloy tube

He Miaoxia^{1,2}, Jiang Qing¹, Guo Yumeng¹, Dong Yuecheng^{*1}, Igor V. Alexandrov²

(1. Nanjing Tech University, Nanjing, Jiangsu 710016, China)

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

Abstract: In the face of harsh and complex oil and gas resources exploitation environment, it is urgent to explore titanium alloy oil well pipes with high strength and toughness service performance. In this paper, 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 process. The tensile properties at room temperature and impact properties at -20 °C were tested. The effects of microstructure evolution on mechanical properties were analyzed by SEM, XRD and TEM. The results show that the size of α_C and the average grain thickness of α_L increase significantly, and the orientation and uniformity of the microstructure are also significantly enhanced after the deformed Widmanstatten structure of the RP sample is aged in the two-phase region (STA910). The tensile strength, yield strength and elongation of RP samples are 904 MPa, 793 MPa and 14.2 %, respectively. The impact energy and impact toughness at -20 °C are 66.2 J and 82.7 J/cm², respectively. After solution and aging in the two-phase region, the tensile strength, yield strength and elongation of STA910 sample increased to 984 MPa, 904 MPa and 16.2 %. The impact energy and impact toughness at -20 °C decreased slightly, but still maintained at 52.8 J and 66.2 J/cm². The α/β interface is increased by the precipitation of α_S and ω 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 α phase grain size, the decrease of β phase stability and the precipitation of α_S and ω phases in β_1 lead to the decrease of impact properties of the alloys.

Key words: TC4-0.55Fe; titanium alloy pipe; solid solution aging; mechanical properties