

钛合金棒丝材冶金缺陷特征分析与预防技术研究

邵逸凡¹, 杨平平², 王 喆², 徐 兴¹

(1. 上海飞机设计研究院, 上海 201210)

(2. 西安汉唐分析检测有限公司, 陕西 西安 710016)

摘 要: 针对钛合金棒材、丝材在生产过程中出现的典型冶金缺陷, 系统分析了偏析与夹杂的形成机制、微观特征及其对力学性能的影响。结果表明: 钛合金常见冶金缺陷主要包括 α 偏析、 β 偏析、富钛偏析、高密度夹杂和低密度夹杂五大类; 偏析源于成分分布不均, 夹杂主要由海绵钛中杂质与电极焊接碎屑引入。上述缺陷会显著降低材料的强度、塑性及疲劳寿命, 严重影响构件的服役安全性。最后从海绵钛筛选、铸锭熔炼工艺优化、全流程质量控制等方面提出了预防措施, 可为提升钛合金棒丝材质量提供参考。

关键词: 钛合金; 冶金缺陷; 偏析; 夹杂; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)05-028-07

Characteristics and Prevention Technologies of Metallurgical Defects in Titanium Alloy Bars and Wires

Shao Yifan¹, Yang Pingping², Wang Zhe², Xu Xing¹

(1. Shanghai Aircraft Design & Research Institute, Shanghai 201210, China)

(2. Xi'an Hantang Analysis and Test Co., Ltd., Xi'an 710016, China)

Abstract: Focusing on typical metallurgical defects occurring during the production of titanium alloy bars and wires, this paper systematically analyzed the formation mechanisms and microscopic characteristics of segregation and inclusions as well as their effects on mechanical properties. The results show that common metallurgical defects in titanium alloys are mainly classified into five categories: α segregation, β segregation, Ti-rich segregation, high-density inclusions, and low-density inclusions. Segregation is caused by uneven composition distribution, while inclusions are primarily introduced by impurities in sponge titanium and debris generated during electrode welding. These defects can markedly reduce the strength, plasticity, and fatigue life of the material, seriously impairing the service safety of components. Finally, preventive measures regarding sponge titanium screening, ingot smelting process optimization, and whole-process quality control are proposed to provide a reference for improving the quality of titanium alloy bars and wires.

Keywords: titanium alloy; metallurgical defects; segregation; inclusions; mechanical properties

钛合金凭借高比强度、耐高温、耐腐蚀及优异的生物相容性等特点, 广泛应用于航空航天、船舶、化工、医疗等领域^[1]。航空关键结构件对钛合金的冶金质量与加工稳定性要求严苛, 铸锭及制品中若存在偏析、夹杂、裂纹等冶金缺陷, 会显著降低材料的力学性能并成为疲劳裂纹萌生源, 严重威胁装备的服役安全^[2]。因此, 深入探究钛合金冶金缺陷的成因及其预

防措施具有重要意义。

钛合金棒丝材冶金缺陷具有隐蔽性、多样性、遗传性与关联性特点。缺陷难以肉眼甄别, 需借助专业检测设备进行判定; 熔炼、加工各工序易产生偏析、夹杂、裂纹等多种缺陷, 且常相伴共存。钛合金冶金缺陷主要由熔炼过程中成分不均或外来异物引入所致, 常见类型为成分偏析与异物夹杂^[3]。其中, 成分偏析主要与原材料的均匀性及熔炼工艺有关; 异物夹杂主要与原材料的纯净度及电极块焊接工艺有关。此外, 偏析也可按富集元素分为 α 偏析、 β 偏析和富钛

收稿日期: 2026-05-19

基金项目: 陕西省科技资源开放平台项目(2024CX-GXPT-28)

通信作者: 杨平平(1981—), 男, 正高级工程师。

偏析；夹杂按密度分为高密度难熔金属夹杂与低密度硬质 α 夹杂。

钛合金铸锭中的原生缺陷会遗传至成品，且微小缺陷易引发应力集中，显著降低材料的力学性能，进而造成构件失效。本研究旨在揭示钛合金棒丝材中偏析、夹杂等典型冶金缺陷的宏观与微观形貌、成分特征、硬度及其形成机制，建立一套适用于棒丝材全流程的缺陷识别与判定方法，为优化熔炼、锻造及热处理工艺、提升产品质量稳定性提供理论依据。

1 冶金缺陷现象与分析

1.1 α 偏析

α 偏析是 α 稳定元素(Al、O、N)局部富集形成的成分不均匀缺陷。原料混合不均、中间合金颗粒过大、熔炼时熔池温度分布不均以及凝固速度过快导致元素扩散不充分，均可能促使上述元素在局部区域过量聚集。

某公司生产的 $\phi 6\text{ mm}$ TC4 钛合金丝材，在进行低倍检验时发现样品 R/2 处存在带状亮斑，其宏观形貌如图 1 所示。

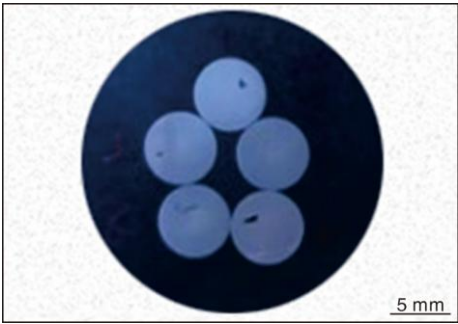


图 1 TC4 钛合金丝材缺陷的宏观形貌
Fig.1 Macrostructure of defects in TC4 titanium alloy wires

为确定亮斑缺陷的类型，将该样品制成金相试样，采用光学显微镜对亮斑区域和正常区域进行显微组织观察，结果如图 2 所示。由图 2 可知，亮斑区和正常区均为 $\alpha+\beta$ 两相区加工组织。采用能谱仪(EDS)对亮斑区和正常区进行微区成分分析，结果见表 1。由表 1 可知，亮斑区的 β 相含量远低于正常区，其 Al 含量比正常区高 35%，且超过 GB/T 3620.1—2016《钛及钛合金牌号和化学成分》中 TC4 钛合金规定的 Al 含量上限。Al 属于 α 稳定元素，因此确定亮斑区为富 α 偏析。当 Al 含量高于 7%时，易析出脆性 Ti_3Al 相，导致材料韧性降低^[4]。黄森森等^[5]研究表明， α 相区的 Al 富集导致局部相变点偏移，变形时应变不协调，易萌生微裂纹。在亮斑区和正常区分别进行显微维氏硬度测

试，其中亮斑区平均硬度值为 337 HV，正常区平均硬度值为 329 HV，缺陷区硬度略高于正常区。综合成分与硬度特征，确认该缺陷为富 α 脆性偏析。

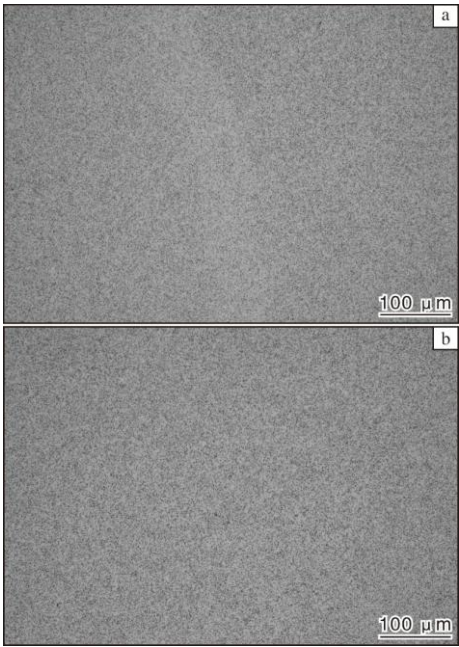


图 2 TC4 钛合金丝材不同区域的显微组织
Fig.2 Microstructures of TC4 titanium alloy wire in different zones: (a) bright zone; (b) normal zone

表 1 TC4 钛合金丝材不同区域的 EDS 分析结果(wt%)
Table 1 EDS analysis results of different zones of TC4 titanium alloy wire

Zone	Al	Ti	V	Total
Bright zone	7.50	89.01	3.49	100.00
Normal zone	5.54	90.57	3.89	100.00

1.2 β 偏析

β 偏析是由 β 稳定元素(Mo、V、Fe、Cr 等)局部富集造成的成分偏析缺陷。其诱因主要包括电极局部成分不均、重熔过程中熔池搅拌不足、大尺寸铸锭凝固缓慢导致的溶质元素再分配，以及中间合金未充分溶解即发生枝晶生长等^[6]。

某公司锻造生产的 $\phi 70\text{ mm}$ TC6 钛合金棒材，在进行低倍检验时发现样品心部存在点状白斑，其宏观形貌见图 3。在白斑区和正常区分别截取金相试样，其显微组织如图 4 所示。由图 4 可以看出，白斑区内 β 转变基体上分布着交错排列的短片状 α 相，呈网篮组织特征；正常区为典型的 $\alpha+\beta$ 两相区热加工组织，由等轴初生 α 相和含有细小次生 α 相的 β 转变基体组成。白斑区和正常区的能谱(EDS)分析结果见表 2。由

表 2 可知, 白斑区 β 稳定元素 Mo 含量为 4.36%, 比正常区高 78%, 而 α 稳定元素 Al 含量比正常区低 5%。显微维氏硬度测试结果显示, 白斑区硬度值为 289 HV, 正常区硬度值为 311 HV, 白斑区显微硬度略低于正常区。因此可以判定该缺陷为非脆性的富 β 偏析。

徐平安等^[7]研究了 β 斑缺陷对 TB6 钛合金力学性



图 3 TC6 钛合金棒材缺陷的宏观形貌

Fig.3 Macrostructure of defects in TC6 titanium alloy bar

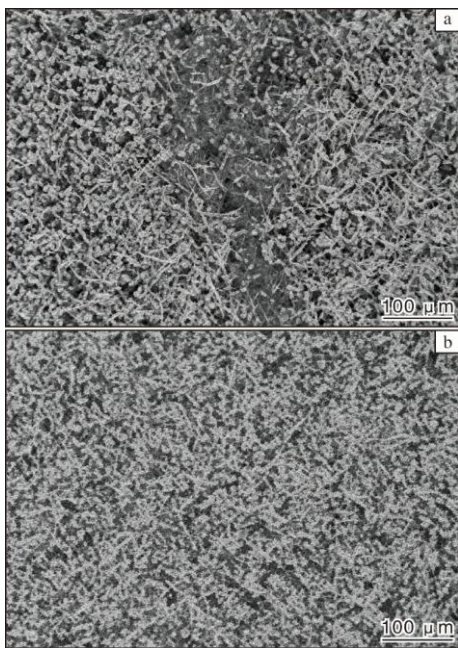


图 4 TC6 钛合金棒材不同区域的显微组织

Fig.4 Microstructures of TC6 titanium alloy bar in different zones: (a) white spot zone; (b) normal zone

表 2 TC6 钛合金棒材不同区域的 EDS 测试结果(w/%)

Table 2 EDS analysis results of different zones of TC6 titanium alloy bar

Zone	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Mo	Total
White spot zone	5.18	0.60	86.57	2.42	0.87	4.36	100.00
Normal zone	5.47	0.61	88.56	2.13	0.79	2.44	100.00

能的影响。研究表明: 含 β 斑试样的抗拉强度和屈服强度比无 β 斑试样分别高 3.90%和 3.79%, 但延伸率和断面收缩率分别降低了 66.67%和 22.58%; β 斑虽然略微提升了 TB6 钛合金的强度, 但显著降低了其塑性; 原位拉伸试验显示裂纹提前萌生, 断裂韧性显著降低。这是由于 β 斑区域等轴 α 相含量减少、片层 α 相含量增多, 导致其变形协调性变差^[8]。

1.3 富钛偏析

富钛偏析属于合金化不足型偏析, 表现为 Ti 富集, 而 Al、V 等合金元素含量偏低。其成因主要包括: ① 电极压制疏松或焊接不牢导致熔炼时掉块, 大块原料未完全熔化与合金化; ② 混料不均导致局部合金元素含量过低; ③ 熔池温度不足, 元素扩散不充分等。

某公司生产的 Gr.5 钛合金丝材, 在进行低倍检验时发现试样心部存在亮斑, 其宏观形貌如图 5 所示。图 6 为亮斑区和正常区的显微组织。由图 6 可以看出, 亮斑区为单相等轴 α 组织, 而正常区为初生 α 相和弥散分布的晶间 β 相。分别对亮斑区和正常区进行能谱微区成分分析, 结果见表 3。由表 3 可知, 亮斑区的 Al、V 元素含量均低于正常区, 而 Ti 含量高于正常区。显微维氏硬度测试结果显示, 亮斑区平均显微硬度为 270 HV, 正常区为 315 HV, 亮斑区显微硬度明显低于正常区。这表明该丝材心部的亮斑为合金化不足导致的富钛偏析缺陷。

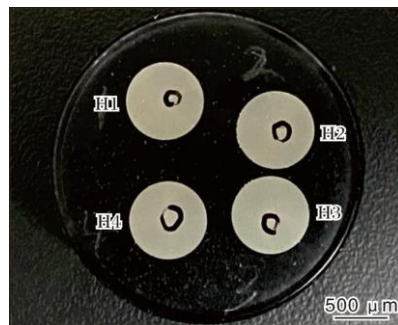


图 5 Gr.5 钛合金丝材缺陷的宏观形貌

Fig.5 Macrostructure of defects in Gr.5 titanium alloy wires

研究表明, 合金元素因偏析造成局部含量不足, 导致强度、硬度显著偏低, 无法满足标准要求。此时组织以单相 α 为主, 缺乏 β 相的协调变形能力, 塑性、冲击韧性较差, 易发生脆性断裂^[4]。

1.4 高密度夹杂

高密度夹杂以 W、Mo、Ta 等难熔金属颗粒为主, 最常见的为钨钼电极碎屑。该类夹杂宏观上表现为空洞缺陷, 微观上呈硬脆颗粒状, 与基体界面清晰, 易诱发裂纹。

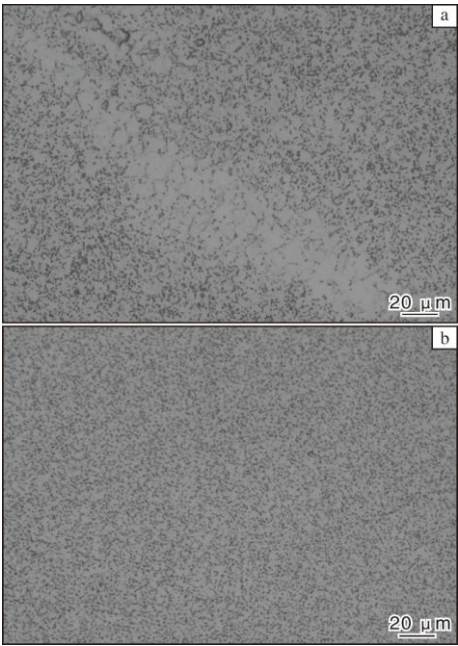


图 6 Gr.5 钛合金丝材不同区域的显微组织

Fig.6 Microstructures of Gr.5 titanium alloy wire in different zones: (a) bright zone; (b) normal zone

表 3 Gr.5 钛合金丝材不同区域的 EDS 分析结果(w/%)

Table 3 EDS analysis results of different zones of Gr.5 titanium alloy wire

Zone	Al	Ti	V	Total
Bright zone	4.73	92.96	2.31	100.00
Normal zone	6.40	89.29	4.31	100.00

某公司生产的 Gr.5 钛合金锻造棒材在超声探伤过程中发现内部存在缺陷。将样品沿缺陷处剖开，确认缺陷类型为孔洞，其宏观形貌如图 7 所示。



图 7 Gr.5 钛合金棒材缺陷的宏观形貌

Fig.7 Macrostructure of defect in Gr.5 titanium alloy bar

分别在 Gr.5 钛合金棒材缺陷区与正常区截取金相试样，利用金相显微镜进行显微组织观察，如图 8 所示。由图 8 可知，正常区显微组织为典型的 $\alpha+\beta$ 两相

区加工组织，原始 β 晶界已完全破碎；缺陷区内存在孔洞，孔洞边缘分布有颗粒状物质，与基体有明显的界限，且孔洞边缘与基体之间存在过渡组织。对异常颗粒、过渡区和基体区域分别进行能谱分析，结果见表 4。由表 4 可知，异常颗粒的主体元素为 W，Ti 元素含量仅为 1.83%；过渡区除了含有基体元素外，还含有少量 W 元素，表明该区域曾经历过高温，异常颗粒与基体之间发生了 W 元素扩散；正常区的主体元素为 Ti、Al、V，且含量均在 Gr.5 钛合金标准要求范围内。

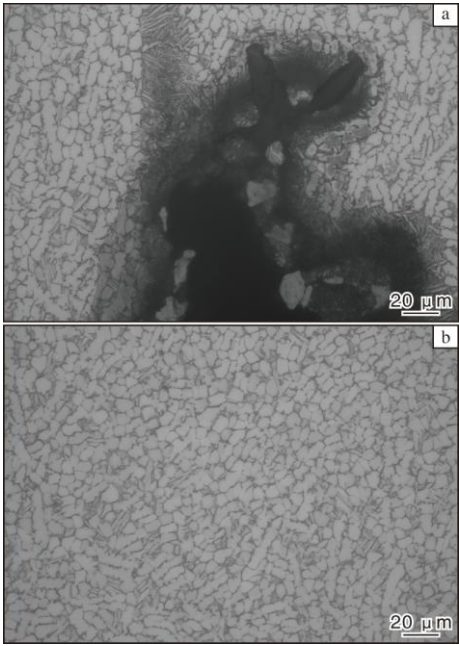


图 8 Gr.5 钛合金棒材不同区域的显微组织

Fig.8 Microstructures of Gr.5 titanium alloy bar in different zones: (a) defect zone; (b) normal zone

表 4 Gr.5 钛合金棒材不同区域的 EDS 分析结果(w/%)

Table 4 EDS analysis results of Gr.5 titanium alloy bar in different zones

Zone	Al	Ti	V	W	Total
Abnormal particle	—	1.83	—	98.17	100.00
Transition zone	5.78	84.46	3.76	6.00	100.00
Normal zone	6.25	90.02	3.73	—	100.00

采用扫描电子显微镜对异常颗粒表面进行高倍形貌观察，发现其表面存在颜色异常的点状异物。对该异物进行能谱分析，结果如图 9 所示。由图 9 可知，该异常颗粒主要含有 W、Ce 和 O 元素。

综合以上分析，该缺陷主要由 W 夹杂物造成。异常颗粒表面的能谱分析结果表明，该夹杂物来源于钨钽电极。

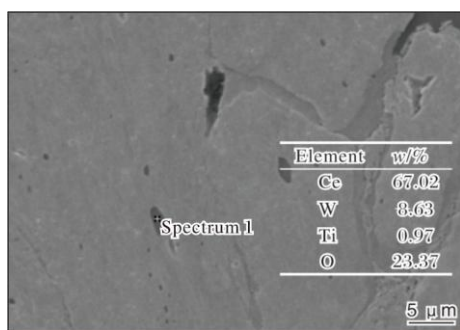


图9 Gr.5 钛合金棒材中异常颗粒形貌及其 EDS 分析结果
Fig.9 Morphology of abnormal particles in Gr.5 titanium alloy bar and EDS analysis results

钨钽电极是在钨粉中添加稀土氧化铈粉，经粉末冶金工艺制作而成的。在电极块焊接过程中，若工艺不当，会导致微粒脱落并掉入熔池。由于该微粒熔点较高，难以被熔化，因而以固态形式残留在合金内部。W 夹杂物硬而脆，在后续加工变形过程中易产生应力集中，导致裂纹萌生与扩展；孔洞则是由于夹杂物脱落所致。

硬脆异质相与基体的界面结合力极弱，属于强应力集中源，变形时易引发界面脱粘、微裂纹萌生与孔洞形核^[7]。该类缺陷是航空钛合金的致命缺陷，可使疲劳寿命降低 70%以上，且在高周疲劳条件下易突发断裂^[9]。

1.5 低密度夹杂

低密度夹杂主要是钛的氧化物或氮化物，其硬度远高于钛基体，常被称为硬 α 夹杂^[10]。近年来研究表明，硬 α 夹杂的存在显著促进了疲劳裂纹的早期萌生，是导致航空发动机轮盘疲劳失效的关键因素^[10]。

某公司锻造的 $\phi 450$ mm TC4 钛合金棒材，在超声波无损检测过程中发现异常反射信号。在异常区域取样进行宏观形貌检验，发现试样心部存在一条线性裂纹，长约 30 mm，宽约 0.2 mm，其宏观形貌见图 10。

在开裂区和正常区分别截取金相试样进行显微组织观察，结果如图 11 所示。由图 11 可知，裂纹两侧分布着粗大的片层状 α 相，且裂纹向内延伸，并存在大量二次微裂纹。正常区显微组织由等轴初生 α 相及含有细小次生 α 相的 β 转变基体组成。

正常区和开裂区的能谱分析结果见表 5。由表 5 可知，开裂区内壁的合金主体元素含量低于基体，而 O 含量较高；裂纹附近富 α 区的合金元素种类与基体基本一致，含量也相当。X 射线光电子能谱(XPS)测试结果表明：开裂区附近长条状 α 相的 O 含量为 14.2%，而正常区的 O 含量仅为 3.5%。



图 10 TC4 钛合金棒材缺陷的宏观形貌
Fig.10 Macrostructure of defect in TC4 titanium alloy bar

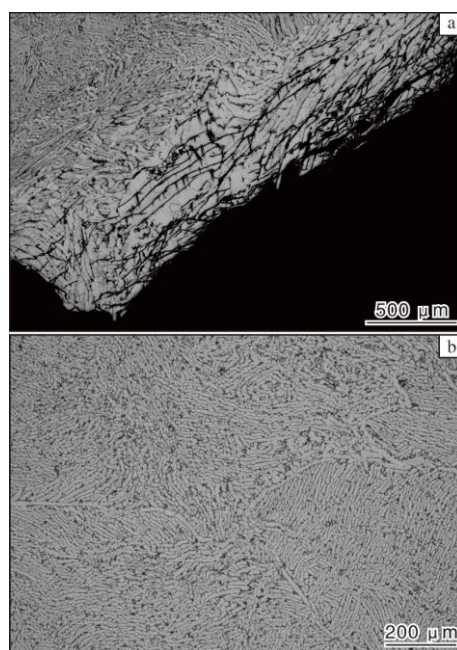


图 11 TC4 钛合金棒材不同区域的显微组织

Fig.11 Microstructures of TC4 titanium alloy bar in different zones: (a) cracked zone; (b) normal zone

表 5 TC4 钛合金棒材不同区域的 EDS 分析结果(w/%)

Table 5 EDS analysis results of TC4 titanium alloy bar in different zones

Zone	Al	Ti	V	O	Total
Inner wall of crack zone	4.36	74.30	2.74	18.60	100.00
Near crack zone	5.67	90.15	4.18	—	100.00
Normal zone	5.59	90.20	4.20	—	100.00

显微维氏硬度测试结果显示，开裂区的平均显微硬度为 367 HV，正常区为 283 HV，开裂区的显微硬度比正常区高出约 30%。

通过上述分析， $\phi 450$ mm TC4 钛合金棒材中的缺陷主要归因于海绵钛制备过程中受到氧化污染。海绵

钛制备过程中的还原、蒸馏及冷却工序如果发生漏气或 Na、Mg 原料被空气污染，均会导致高温下海绵钛发生氧化或氮化^[11]。在随后的铸锭熔炼阶段，此类被氧化或氮化的海绵钛因熔点较高而形成不熔块夹杂，残留在铸锭中。不熔块硬度高、脆性大，且 O、N 为 α 稳定元素，因此在后续的钛材变形加工过程中，此类硬脆夹杂物极易诱发应力集中，进而萌生裂纹与孔洞；即使未发生开裂，也会对材料的其他力学性能产生不利影响。

吴施志等^[12]在 TC4 钛合金中引入尺寸为 2.5 mm $\times$ 2.5 mm 的硬质 α 缺陷(TiN)，系统探究了其对比件疲劳寿命的影响。研究结果表明：硬质 α 缺陷会显著降低 TC4 钛合金的疲劳寿命，且该劣化效应与缺陷的氮含量密切相关；当氮含量低于特定阈值时，缺陷处裂纹萌生期极短，导致试件在较低循环周次下即发生断裂。此外，相较于内部缺陷，位于表面的硬质 α 缺陷对裂纹萌生起主导作用，会显著缩短裂纹萌生寿命；而缺陷尺寸对裂纹萌生寿命的影响则相对有限。从机理上看，O、N 作为强 α 相稳定元素，易形成超高硬度的脆性相，其硬度较基体提升 30%以上，且塑性几乎完全丧失。

2 预防和控制方法

钛合金棒丝材具有截面尺寸小、长径比大、加工链长、缺陷易遗传放大等特点，其中的偏析与夹杂缺陷会直接导致拉拔断丝、探伤不合格及疲劳性能不达标，严重影响其在航空航天等高端领域的服役安全性^[13-14]。鉴于此，结合棒丝材生产特性，深入剖析了偏析与夹杂物的形成机理，并从原料质量控制、备料成形、熔炼工艺优化、加工参数适配^[15]及质量检测五个方面，系统提出了全流程的预防与控制策略。

2.1 严格原料管控

优选 0 级或 1 级高品质海绵钛作为基础原料，严格管控氧、氮、铁等杂质元素含量，从源头降低硬质 α 夹杂的产生概率。同时，选用细粒径、高纯度的中间合金，以有效规避因大尺寸中间合金颗粒溶解不充分而引发的成分偏析。此外，采用无掉渣、无裂纹的焊接电极，从而减少钨、钼等高密度难熔金属杂质混入熔池。

2.2 优化备料成形工艺

采用多级分步均匀混料工艺，确保各类合金元素在原料中均匀分散，从而降低 α 相、 β 相及富钛偏析的概率。通过提高电极的压制密度与焊接强度，避免熔炼过程中出现电极掉块、物料未熔合等问题，从工艺端有效抑制偏析缺陷。

2.3 精细化熔炼调控

铸锭熔炼过程中，优化真空自耗电弧熔炼参数，稳定熔池温度与搅拌力度，合理控制凝固速率，以减少溶质再分配与偏析。同时采用细粒度中间合金投料方式，加速合金物料的熔解，避免局部元素富集。此外，严格把控熔炼炉体真空度与密封性，杜绝空气中氧、氮元素侵入形成硬质 α 夹杂。另外，在铸锭开坯加工前增设均匀化退火预处理工序，以改善铸锭的成分与组织均匀性，为后续加工奠定良好基础。

2.4 棒丝材加工专项控制

棒材加工采用多道次小变形量轧制工艺，以实现棒材心部与表层均匀变形，提高变形协调性，有效缓解应力集中，降低轧制开裂风险。丝材拉拔加工过程中，合理匹配各道次减面率参数，避免缺陷处应力突变引发断丝。对成品进行热处理，以消除加工残余应力、优化组织均匀性，进一步提升产品的性能稳定性。

2.5 全流程质量检测

实施批次化低倍组织检验，检出宏观偏析与组织异常等缺陷。利用显微组织观察、能谱分析等精细化检测手段，准确判定偏析类型与夹杂物的成分、形态。棒材产品采用超声波探伤，丝材采用在线连续探伤，全方位排查内部夹杂、孔洞、微裂纹等隐性缺陷。同时，开展硬度、拉伸性能抽样测试，多维度筛查不合格品，全面保障产品质量。

参考文献 References

- [1] 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.
- [2] 陈新, 赵勇铭, 赵春玲, 等. 传动系统用 TC4 钛合金的缺陷容限性能[J]. 航空材料学报, 2024, 44(2): 169-175.
- [3] 张利军, 何春艳, 薛祥义, 等. 钛合金冶金缺陷实例分析[J]. 理化检验(物理分册), 2013, 49(12): 819-822, 826.
- [4] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 65.
- [5] 黄森森, 马英杰, 张仕林, 等. $\alpha+\beta$ 两相钛合金元素再分配行为及其对显微组织和力学性能的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(6): 741-750.
- [6] 戴毅, 曹江海, 秦羽满, 等. Ti60 合金 VAR 熔炼过程熔体流动与宏观偏析的数值模拟研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(3): 701-708.
- [7] 徐平安, 刘向宏, 康家瑞, 等. 元素偏析对 TB6 钛合金微观组织和力学性能的影响规律[J]. 有色金属科学与工程, 2025, 16(2): 255-263.
- [8] Gao H X, Shao S, Li Q Q, et al. Effect of hot deformation on α -phase precipitation and mechanical properties of metastable

- β titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2025, 54(7): 1706-1716.
- [9] 郭小军, 徐友良, 李坚, 等. 内含硬 α 夹杂钛合金轮盘裂纹扩展研究[J]. 失效分析与预防, 2020, 15(3): 137-141.
- [10] 杨健, 张开发, 曹江海, 等. VAR 熔炼制备超大规格 TC4 ELI 钛合金铸锭研究[J]. 钛工业进展, 2023, 40(4): 1-5.
- [11] 何春艳, 祝建雯, 朱康平. 浅析原材料对钛合金冶金质量的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(3): 309-312.
- [12] 吴施志, 王建方, 石建成, 等. 内置硬质 α 缺陷的 TC4 疲劳寿命试验研究[J]. 热加工工艺, 2023, 52(10): 48-52.
- [13] 李明宇, 杨树峰, 刘威, 等. 真空自耗熔炼钛合金的偏析缺陷及控制研究进展[J]. 中国冶金, 2023, 33(9): 1-10.
- [14] 张杰, 马红征, 廖强, 等. TC4 钛合金棒材的缺陷分析[J]. 机械工程与自动化, 2015(4): 113-114.
- [15] 王磊, 王尧, 李晓峰, 等. 我国钛及钛合金塑性加工技术研究进展与应用现状[J]. 钛工业进展, 2025, 42(5): 43-48.

研究简报

纳米尺度 α 相赋予 TC21 钛合金优异强塑性

传统钛合金通常存在延展性差且变形抗力高的问题, 常温冷轧往往会导致开裂, 而较低的加工温度又会导致再结晶不充分, 从而形成不均匀的微观组织, 严重制约了其在关键承力构件上的应用。因此, 设计了温轧结合时效处理的新型热机械加工路线, 通过对所制备钛合金的微观组织及强化机制进行系统分析, 揭示了纳米级 α 相、等轴状 α 相和 β 相在提升钛合金力学性能方面的协同作用机制。

实验材料为 100 mm×80 mm×50 mm 的 TC21 钛合金锻态板坯, 其名义成分为 Ti-6Al-2Mo-2Nb-2Zr-2Sn-1Cr, 实测化学成分符合 GB/T 3620.1—2016 标准要求。利用膨胀仪测得板坯的 $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ 相变温度约为(965±5) °C。先将板坯于 930 °C 保温 1 h, 在二辊可逆轧机上经 8 道次热轧至 5 mm 厚, 总压下率达 93%, 随后空冷至室温; 再沿轧向切取 80 mm×60 mm×5 mm 样品, 分别在 500 °C 与 600 °C 保温 15 min 后进行温轧, 经 6 道次轧制(累计压下率为 60%)后空冷, 所得样品分别记为 TC21-500 与 TC21-600。对 TC21-600 样品进行 500 °C/1 h/AC 的时效处理, 循环 4 次。

采用 X 射线衍射仪进行物相分析; 借助扫描电镜(试样经 Kroll 试剂浸蚀 50 s)、电子背散射衍射(试样在 27 V、-15 °C 下电解抛光约 60 s, 步长 500 nm, 加速电压 20 kV)与透射电镜(试样先机械减薄至 40~50 μm 并冲成直径 3 mm 圆片, 再经双喷电解减薄与离子抛光, 加速电压 200 kV)系统表征微观组织演变; 利用纳米压痕仪分别测定 α 相与 β 相的硬度, 峰值载荷为 3000 μN , 加载速率 50 $\mu\text{N/s}$, 保载时间 5 s, 点阵 5×8, 压痕间距 5 μm ; 按照 GB/T 228.1—2021 标准要求沿轧向切取标距 50 mm 的圆柱形拉伸试样, 在电子万能试验机上于室温以 $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 的恒定应变速率进行单向拉伸试验, 每种状态测试 3 件并取平均值。此外, 利用扫描电镜观察拉伸断口形貌, 并结合断裂试样纵剖面分析裂纹的萌生与扩展路径。

组织表征结果表明, TC21 钛合金经 600 °C 温轧后的组织细化效果优于 500 °C: α 片层的平均厚度由 1.19 μm 细化至 0.95 μm , α 相的体积分数由 54% 增加至 62%, 几何必需位错密度升高至 $5.33\times 10^{14}\text{ m}^{-2}$ 。经 500 °C 时效处理后, TC21-600 样品的片层状 α 相发生破碎与球化, 约 20% 的 α 相转变为等轴状, 同时 β 基体内弥散析出纳米级片层状次生 α 相。两相界面的错配度为 0.37, 呈现出半共格特征, 由此形成了异质组织结构。纳米压痕测试结果显示, α 相的硬度为 5.41 GPa, 显著高于 β 基体的 4.72 GPa, 表明 α 相是合金中的主要承载相, 对合金整体强度的贡献起主导作用。在力学性能方面, TC21-600 样品的屈服强度、抗拉强度与延伸率分别为 1138 MPa、1391 MPa 和 7.3%, 时效后分别升至 1263 MPa、1544 MPa 与 9.6%, 且变形过程中保持了更高的加工硬化率。强化机制的定量解析表明, 界面强化贡献了 850 MPa, 约占总强化量的 67%, 为主导强化机制; 固溶强化、位错强化与 Orowan 强化的贡献值分别为 213 MPa、122 MPa 和 89 MPa。理论计算值与实测值之间的误差仅为±11 MPa。塑性改善主要归因于 α 相中产生的位错有效缓解了界面处的应力集中, 防止裂纹过早萌生。在主裂纹扩展路径上, 可观察到显著的大角度偏转现象, 裂纹扩展行为呈现出穿晶与沿晶混合的双重特征。

本研究证实, 温轧结合后续时效处理的复合工艺能够在 TC21 钛合金中成功构建由纳米级次生 α 片层、等轴 α 相与 β 基体组成的异质组织结构, 使其获得 1263 MPa 的屈服强度、1544 MPa 的抗拉强度与 9.6% 的延伸率, 实现了强度与塑性的良好匹配, 其综合力学性能优于文献报道的同类 β 型及 $\alpha+\beta$ 型钛合金。在强化机制方面, 界面强化占据主导地位, 其贡献率约为 67%, 同时纳米级析出相提供了额外的 Orowan 强化; 而在塑性改善方面, 片层状 α 相的球化、织构弱化与裂纹扩展模式的转变是塑性同步提升的关键因素。该工作从组织调控与强化机制定量解耦两个层面, 为双相钛合金突破强度-塑性倒置关系, 以及面向航空航天承力构件的热加工工艺设计提供了理论依据与可行的技术路径。

雷征、刘凡摘译自《Nanomaterials》2026, 16