● 前沿进展 Research Progress ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.4228

近α钛合金静动态力学行为研究进展

杜立成,杨浩雪,吴韵桀,王 毅,王 军,李金山
(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072)

摘 要:近α钛合金具备卓越的机械性能与高比强度,在较宽的温度区间内展现出优异的蠕变性能和杰出的抗疲劳性,是航空、航天、水利、电力、冶金等众多领域不可或缺的结构材料之一。当前,随着对航空航天领域以及极寒区域的持续探索,对钛合金结构材料的性能要求愈发严苛。不但要求钛合金具有更高的静态力学性能,还对其动态力学性能提出了更高的要求,以适应极端环境。钛合金的成分主要决定了其类型和性能,而通过恰当的热加工、冷加工以及热处理,可以进一步对其物理和机械性能进行调控。因此,本文综述了近α钛合金静动态力学行为的影响因素,探讨了元素成分与织构对近α钛合金力学性能的影响,总结了近α钛合金在高应变率下的动态力学行为研究现状。

关键词:近α钛合金;合金成分;织构;动态力学性能;绝热剪切

中图分类号:TG146.2+3 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2025)01-0001-17

Research Status of the Static and Dynamic Mechanical Behaviors of Near-α Titanium Alloys

DU Licheng, YANG Haoxue, WU Yunjie, WANG Yi, WANG Jun, LI Jinshan
(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Near-α titanium alloys have excellent mechanical properties and high specific strength, exceptional creep properties and fatigue resistance within a wide temperature range and are among the indispensable structural materials in numerous fields, such as aerospace, water conservancy, electric power, and metallurgy. Currently, with the continuous exploration of the aerospace field and extremely cold regions, the requirements for the performance of titanium alloy structural materials have become more stringent. Titanium alloys are not only required to possess relatively high static mechanical properties but also place high demands on their dynamic mechanical properties to adapt to extreme environments. The composition of titanium alloys primarily determines their type and performance. Moreover, through appropriate hot working, cold working, and heat treatment, their physical and mechanical properties can be further regulated. Therefore, this paper reviews the factors influencing the static and dynamic mechanical behavior of near-α titanium alloys, discusses the effects of elemental composition and texture on the mechanical properties of near-α titanium alloys, and summarizes the research status of the dynamic mechanical behavior of near-α titanium alloys under high strain rates.

Key words: near-α titanium alloys; alloy composition; texture; dynamic mechanical properties; adiabatic shear

钛合金由于其密度小、比强度高、耐腐蚀、耐热性能优良以及线膨胀系数小等一系列特性,在航空航天、船舶、化工、生物医疗上具有广泛应用[1]。其中,近α钛合金作为一种重要的结构材料,在现代工业中发挥着举足轻重的作用。随着航空航天技术的不断发展,对材料性能要求也越来越高。近α钛合金以其良好的综合性能,如高强度、高韧性、耐腐蚀等,成为航空航天领域的理想选择[2-3]。如TA15是一种高Al当量的近α型钛合金,既有α型钛合金良好的热强性和可焊性,又具有接近α+β型钛合金的塑性,在500 ℃以下长时间工作表现出色,主要用于制造飞机、发动机零件和焊接承力部件。其半成品形式多

收稿日期:2024-10-11
基金项目:国家重点研发计划(2021YFB3702600)
作者简介:杜立成,1983年生,博士生.研究方向为凝固科学与技术.Email: lichdu.nwpu@gmail.com
通信作者:李金山,1966年生,博士,教授.研究方向为先进金属结构材料及其精确热成形.Email: ljsh@nwpu.edu.cn
引用格式:杜立成,杨浩雪,吴韵桀,王毅,王军,李金山.近α钛合金静动态力学行为研究进展[J].铸造技术,2025,46(1): 1-17.
DU L C, YANG H X, WU Y J, WANG Y, WANG J, LI J S. Research status of the static and dynamic mechanical behaviors of near-α titanium alloys[J]. Foundry Technology, 2025, 46(1): 1-17.

中国知网 https://www.cnki.net

样，包括薄板、厚板、轧制棒等[4]。TA19 合金也是近 α 型钛合金，名义成分为 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo，含有多种稳定元素，在高温下具有较高的强度和蠕变性能，加工性能和焊接性能较好，主要用于制造航空发动机的压气机机匣和飞机蒙皮等，最高长期工作温度为 500 ℃[5]。

随着科技发展，近 α 钛合金应用场景不断拓展，其在极端环境如极寒区域的应用也受到关注[6]。TA7 ELI 为美国开发的一种近 α 型钛合金，属于超低间隙(extra low interstitial)元素钛合金。在 20 K 低温条件下仍具有良好的韧性、较低的热导率以及缺口敏感性，已成功用于低温容器、低温管道以及液体火箭发动机叶轮等结构[7]。CT20 为中国自主研发的第一种拥有全部自主产权的低温钛合金。该合金在低温下具有良好的力学性能，20 K 低温下强度大于 1 100 MPa，伸长率大于 10%，同时还具有优良的成形性能，可加工成棒材、板材、管材及丝材，目前已成功应用于某航天器低温管路[7-8]。然而，随着其应用范围的扩展以及极端环境应用需求的不断提升，尽管现在开发和应用了一系列不同牌号的钛合金，但是仍不能完全满足实际需要，因此亟需设计新型近 α 钛合金，以满足使用环境的需求，扩展钛合金使用范围。

一般来说，近 α 钛合金会呈现出 4 种典型的微观结构，即等轴、双态、网篮组织和魏氏组织，这取决于热加工历史和热处理工艺，如锻造、挤压和轧制等，这些工艺可大幅度改变合金微观结构。钛合金的组织中有两个基本相，分别是 α 相和 β 相。合金的性能不但取决于由 α 相和 β 相本身的性能，还与其在合金中的形态、大小、分布和所占比例等相关[9]。BCC 结构的 β 相滑移系统较多，其变形能力远大于 HCP 结构的 α 相，更容易承受变形；相对 β 相而言，α 相具有更高的耐热性、热稳定性以及抗蠕变性能[10]。目前，航空航天用钛合金的设计和测试均已准静态力学性能为主，逐渐形成了相对成熟和完善的选材和设计体系。而对于战斗部用钛合金，主要服役于高应变率、高速冲击载荷工况条件，在极短时间(微秒级)内会承受巨大的冲击变形，材料在这种复杂短时的工况条件下，常常承载比常规服役条件高 4~5 个量级的高速变形[11]。同时，在海洋工程、核燃料废物处理等极端环境中，材料的机械性能将受到低温影响，更容易产生裂纹以及低温脆化现象[12]。综上，钛合金的力学性能受到多种因素的影响，如具体的成分比例、加工工艺等，因此本综述旨在深入探讨近 α 钛合金静–动态力学行为的影响因素，总结近 α 钛合金在高应变率下的动态力学行为研究现状。

1 元素对钛合金的力学性能影响

钛合金的性能由 2 个因素决定：化学成分和微观结构[13]。合金元素的种类和占比是合金设计中的主要关注点。钛合金的成分主要决定了钛合金的类型及其性能，具体按其组织结构可细分为 α 型、近 α型、α+β 型、近 β 型、亚稳 β 型和 β 型钛合金，如图 1 所示[14]。钛可与多种元素合金化从而提高强度、高温性能、抗蠕变性、可焊性和可成形性[15]。根据其对 β 转变温度的影响，钛的合金元素分为 3 类：α 稳定元素，β 稳定元素以及中性元素。

α 稳定元素能显著提高合金 β 相的相转变温度，稳定 α 相，主要包括 Al、C、O、N。Sn、Zr 一般认为属于中性元素，它们对 β 相的相转变温度影响较弱。Mo、Si、Nb、Ta、W、H 等则属于 β 稳定元素，能降低合金 β 相转变温度。β 稳定元素一般分为两大类：同晶型 β 稳定元素和共析型 β 稳定元素。同晶型 β 稳定元素主要包括 Mo、V、Ta、Nb 等，其与 β-Ti 具有相同的晶体结构，能够降低相转变温度，并且在 β 相中无限固溶。共析型 β 稳定元素主要有 Fe、Mn、Cr、Co、Ni、Cu、Si、H 等，它们也能降低相转变温度，但在 β 相中有限固溶，当其在合金中超过一定含量

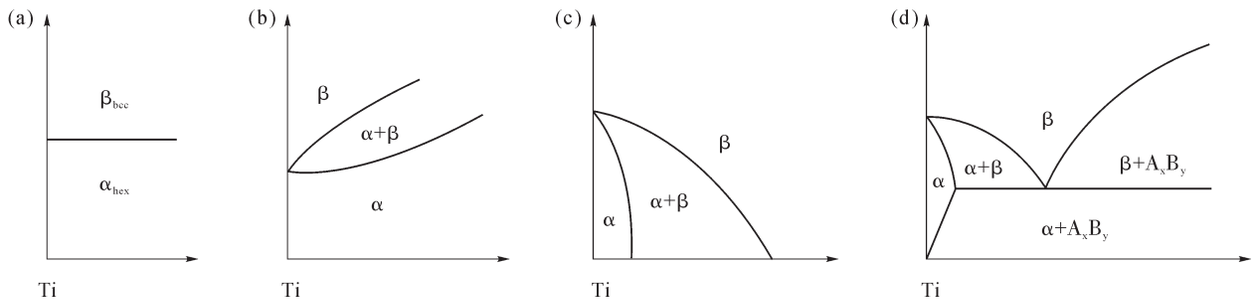

图 1 合金元素对钛合金相图的影响：(a) 中性元素 Sn、Zr；(b) α 稳定元素 Al、C、O、N；(c) 同晶型 β 稳定元素 Mo、V、Ta、Nb；(d) 共析型 β 稳定元素 Fe、Mn、Cr、Co、Ni、Cu、Si、H[14]

Fig.1 Influence of alloying elements on phase diagrams of titanium alloys: (a) neutral elements Sn and Zr; (b) α stabilizing elements Al, C, O and N; (c) isomorphic β stabilizing elements Mo, V, Ta and Nb; (d) eutectoid β stabilizing elements Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si and H[14]

中国知网 https://www.cnki.net

时，容易引发共析反应形成脆性化合物，导致合金综合性能降低[14]。

1.1 合金元素对力学性能的影响

α稳定元素Al是钛合金中最重要的合金化元素，对钛及钛合金力学性能的影响十分显著，加入适量的Al元素能显著提升合金强度，同时不会增加钛合金的密度。在Ti-Al-Mo三元合金体系中，Jeje等[16]发现随着Al的质量分数从3%增加到7%，合金样品(Ti-xAl-1Mo)较Cp-Ti纯钛样品硬度值显著增加，Ti-7Al-1Mo的最高值为(352±25) HV，这是由于Al元素对合金α相的固溶作用。在纯钛及Ti-xAl (x=2, 4, 6)合金动态变形行为中，Al的添加使合金的剪切抗力增加。孪晶的形成有利于提高α型钛合金的应变硬化效果，室温下，合金中孪生临界分切应力随Al含量的升高而增大(图2)，Al元素的添加会对孪晶形核起到抑制作用[17]。

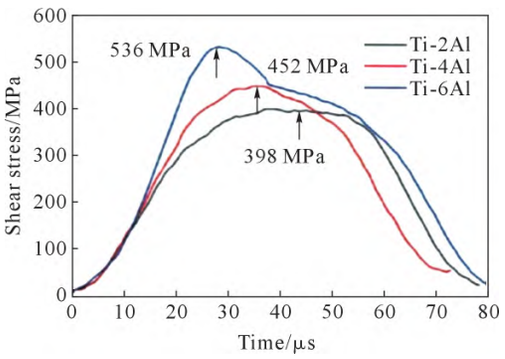

图2 Ti-xAl (x=2, 4, 6)合金动态剪切过程中剪切应力随时间的变化曲线[17]

Fig.2 Shear stress versus time curves during dynamic shearing of Ti-xAl (x=2, 4, 6) alloys[17]

中性元素Sn和Zr是高温钛合金中的常用合金化元素。Sn能够显著提升合金热强性而不降低合金室温塑性(如IMI 679)[18]。Najafizadeh等[19]在Ti-xSn二元合金中发现随着Sn含量的增加，Ti-xSn合金表现出更高的抗拉强度、硬度和更低的伸长率，Ti-xSn合金晶粒尺寸、片层长度和厚度随着Sn含量的增加而减小。Zr是高温钛合金中常用的固溶强化元素[20]。Zr的晶体结构和原子尺寸与纯Ti相似，这两种元素在高温β(BCC结构)相区和低温α(HCP结构)相区均表现出无限固溶。Fu等[21]发现随着Zr含量的增加，Ti-1100合金原有的β晶粒尺寸和α板条间距变小，显微组织细化，这归因于Zr含量增加，降低了晶核界面能，对初生β晶粒形核起到促进作用，同时Zr原子可钉扎位错并阻碍晶界运动，抑制晶粒生长速率。此外，Zr的加入促进了α相在更多方向上的形核，减小了α板条间距。类似地，在Ti-35Nb-4Sn-6Mo合金中适当添加Zr元素，合金也表现出细化的微观结构[22]。

Mo是强烈的β稳定元素，钛合金的重要强化元素之一，显著影响钛合金的显微组织和性能，含有适量同晶型β稳定元素Mo钛合金的室温和高温强度会得到有效提高(如IMI 550、Ti-6242、Ti-6246)[23]。Ho等[24]对三元合金Ti-10Zr-X(X=Nb, Mo, Cr, Fe)的组织结构和力学性能进行了研究。结果表明，Ti-10Zr-1Mo合金具有最高的硬度，并且有良好的弹性恢复能力和弯曲系数。Nb、Ta替代部分的Mo，可起到多元强化的作用，如IMI 834合金中添加了0.7%(质量分数)的Nb，可改善合金的高温抗氧化能力，提高合金耐腐蚀性能[25]。在钛合金中添加β稳定元素V不仅可以减少晶格畸变，还可以提高结构稳定性[15]。针对激光增材制造Ti-Zr-V合金研究发现随着V含量的增加，柱状晶和不规则等轴晶的晶粒都得到了明显的细化，同时导致合金的晶内偏析程度增大，此外，V元素对其塑性影响不大[26]。Si元素的添加在钛合金内可形成SiO_2，通过固溶体和硅化物沉淀抑制氧化，并在高温下提高拉伸和蠕变强度[27]。但由于Si在Ti基体中的固溶度低，含量高时会导致合金脆化，因此Si的添加会被限制在很小的范围内[28]。Jayaprakash等[29]在Ti-Al-Zr-Sn基合金中添加少量Si，合金屈服强度提高，提高的屈服强度主要是由细小的硅化物沉淀(Ti_5Si_3)贡献。

在钛合金领域，合金化元素的添加对于改善合金性能起着至关重要的作用。众多学者和研究人员已对钛合金的合金化元素进行了深入探索和系统研究，积累了丰富的理论和实验数据，本文不再赘述。

1.2 杂质元素对力学性能的影响

在近α钛合金主要合金化元素之外，还存在各种杂质元素，如间隙元素C、N、O、H和置换元素Fe，在钛合金中即使是微量存在，也会对材料的性能产生显著影响[30-31]。置换元素Fe和间隙元素H是强的共析型β稳定元素，而间隙元素C、N、O是强的α稳定元素。间隙元素对合金塑性变形的影响主要表现在固溶强化作用。随着间隙元素含量的增加，提高合金强度的同时，合金韧性有下降趋势[32]。

Fe是最强的共析型β稳定元素之一，对于α及近α钛合金，Fe元素一般作为杂质元素存在，其含量较少，对合金组织结构几乎没有影响[32]。陈冬梅等[33]在TA15合金中添加了0.20%(质量分数)的Fe，发现两种退火态钛合金(TA15及TA15-Fe)组织几乎没有差别，说明Fe元素的微量变化对合金的显微组织基本无影响。尽管添加少量Fe元素，TA15钛合金的屈服强度和抗拉强度均提升约15 MPa，同时

中国知网 https://www.cnki.net

对合金的塑性、冲击韧性及断裂韧性没有明显影响。但由于 Fe 含量增加，TA15-Fe 合金中原子及空位扩散速度加快，导致持久试验过程中位错的攀移和交滑移速度增加，材料回复软化作用明显，合金变形加速，持久性能显著降低。Bettles 等[34]在 Ti-Al-Mn 中添加少量(0.369%，质量分数)Fe 元素也观察到类似结果，由于铁元素加入后的固溶强化效应，合金强度提高约 28%，但 Fe 的存在对从单相 β 区淬火合金的延展性有不利影响。Mishra 等[35]在 IMI 834 合金中添加了微量 Fe 和 Ni，显微组织中无明显变化，这是因为作为 β 稳定剂的 Fe 和 Ni 仅以微量存在，其变化太小，无法影响任何微观结构变化。但微量 Fe 和 Ni 元素强烈影响 IMI 834 的蠕变性能，故应严格限制钛合金中的铁杂质含量。

作为间隙型 β 稳定元素，H 可扩大 β 相区，降低 β 转变温度。有研究表明，H 含量每增加 0.5%(质量分数)，钛合金 β 转变温度降低 130 K。H 可溶解在钛合金中，其溶解度随温度升高而增大，同时可在外界氢压降低时析出。当含过饱和 H 的钛合金从高温冷却时，会析出氢化物，严重降低钛合金的韧性，这归因于 H 在钛合金中的溶解度很小，在纯钛及 α 型钛合金中氢含量大于 0.002%(质量分数)时即可生成氢化钛，当从高温冷却时就会发生相变而析出，氢化钛是一种脆性相，在应力作用下极易在氢化物/基体界面处形成裂纹并扩展，从而导致断裂[32-33]。而在近 α 钛合金中，Xu 等[36]通过氢化处理，制备了不同 H 含量(0.006 5%、0.013%及 0.021%，质量分数)Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金，并比较了不同 H 级别钛合金的拉伸性能。研究结果表明，合金中无氢化物析出，且屈服强度和极限强度均随 H 的添加而增加，这一方面归因于 H 作为间隙元素对位错滑移的钉扎效应。H 的加入导致初生 α 晶粒和次生 α 晶粒中的位错密度增加以及亚晶界的形成，由于位错滑移是拉伸试样的主要变形机制，故强度增加的主要原因是位错运动的难度增加；另一方面，由于 H 主要固溶于 β 相中，氢化后 β 相的固溶强化效应在强度增加中也起着重要作用。此外，如图 3 所示，H 元素的添加在一定程度上提高了合金塑性，这是因为氢可通过减少弹性相互作用和线张力来增强位错迁移速度和位错发射的作用，即氢促进局部塑性(hydrogen enhanced localized plasticity, HELP)机制[37]。同时，氢的添加有利于“Z”型台阶的形成(图 4)，且随氢含量的增加，“Z”型台阶数量增加。“Z”型台阶与 β 板条的断裂有关。Sun 等[38]通过计算得出，氢可使 α-Ti 的剪切模量、杨氏模量和广义层错能(generalized stacking fault energy, GSFE)降低，而 β-Ti 的相关参数则增加，即 α-Ti 变得更具延展性，β-Ti 变得更脆，这将导致 β 相和 α 相之间的强度失配减小。当强度失配减小到一定程度时，β 片层将会断裂并呈现穿晶断裂。因此，β 相可与 α 相一起变形，导致“Z”型台阶的形成。由此可见，“Z”型台阶的形成极大促进了硬晶粒中的应变传递[39]。相比未氢化钛合金，H 元素的加入可实现强塑性的同时提高，而冲击韧性则随氢含量的增加先增加后降低。

此外，热氢处理可以通过控制 α 相在含氢 β 相分解中的生长过程，或通过热循环的氢相硬化，细化铸造合金的铸造组织。通过氢致位错的运动，使再结晶形核率增加，细化组织，特别是对近 α 型钛合金具有显著效果[40]。郝国建等[41]对 TA15 钛合金进行热氢处理，结果表明，TA15 钛合金试样热氢处理后会出现不同程度的组织细化，室温组织中的 β 相越来越多，H 含量为 0.51%(质量分数)时析出了较多氢化物，并形成马氏体组织。置氢后 TA15 钛合金的冲击吸收能量随氢含量增加而降低，室温韧性逐步变差。Ren 等[42]经研究发现热氢处理Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金的晶粒尺寸变细，力学性能显著提高。当氢化 Ti-5Al- 2.5Sn ELI 合金的氢含量为 0.321%(质量分数)时，β 相和 δ 氢化钛出现，平均粒径也减小到 450 μm；

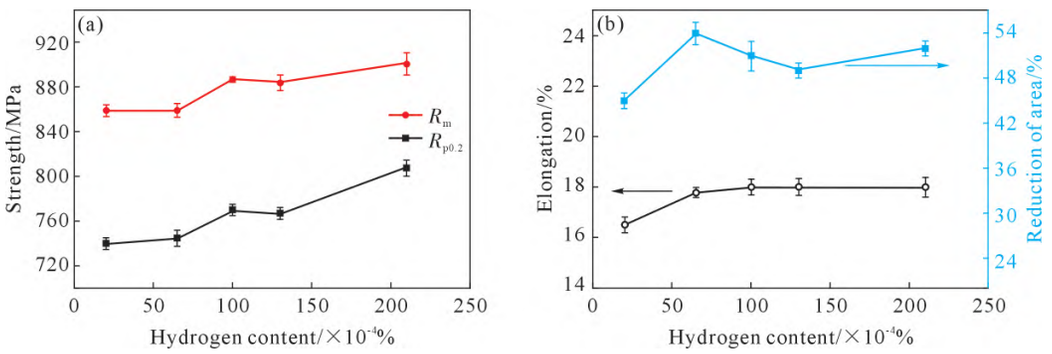

图 3 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金力学性能与 H 含量关系：(a) 强度；(b) 塑性[36]

Fig.3 Relationships between the tensile properties of the Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy and the hydrogen content: (a) strength; (b) ductility[36]

中国知网 https://www.cnki.net

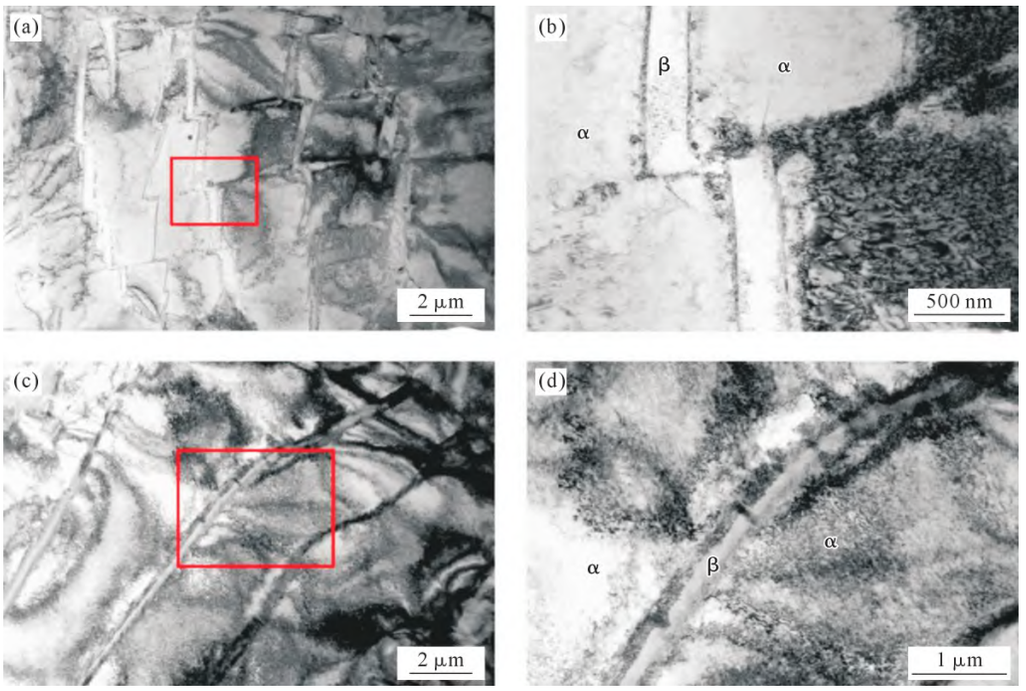

图 4 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金试样经拉伸测试后的 TEM 图：(a, b) 0.006 5%H 试样；(c, d) 未氢化试样[36]

Fig.4 TEM bright field images of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy samples after tensile tests: (a, b) sample with 0.006 5 wt.% hydrogen; (c, d) unhydrogenated sample[36]

当氢含量为 0.515%时，晶粒尺寸减小到 220 μm。与未氢化的试样相比，力学性能显著提高。

N 是作为间隙元素杂质存在于钛合金中。钛是能在 N_2 中燃烧的少数金属之一，在高温空气中，钛能够与 N 发生激烈反应。在钛合金的间隙杂质中，N的强化作用最为强烈，研究表明，在一定含量范围内，N 每增加 0.05%(质量分数)，钛强度增加 122.6 MPa，塑性降低 5%~10%，若存在 0.3%~0.4%N，合金就会变脆，因此在钛合金中，对 N 的含量必须作严格限制[43]。孙冰等[44]在 TA15 精铸件的失效分析中发现，补焊过程中 N 元素的偏聚引发了局部组织粗大异常、脆性增加，从而造成工件失效。另一方面，由于氮对钛及其合金的强化作用，TiN 也被认为是很好的颗粒增强相。在钛合金的表面处理中，表面渗氮技术是一种常用的表面强化技术，用以改善钛合金的表面性能，提高硬度和耐磨性[45]。Liu 等[46]在 TA1 上制备了 TiN 层，随着脉冲电流的增加和加工时间的延长，氮化物层的厚度、硬度和粗糙度也随之增加。钛的耐磨性得到了明显提高，磨损量和磨损率降低了近两个数量级，如图 5 所示。

O 是钛及钛合金中非常重要的一种间隙元素，对钛及钛合金相变以及力学性能有十分重要的影响。O 与 N 一样，是 α 稳定元素，能扩大 α 相区，并随着 O 含量的增加提高 β 转变温度。在杂质含量规定的范围内，每增加 0.01%(质量分数)的 O，相变点就能提高 2 ℃[43]。O 在钛中形成间隙固溶体，产生晶格畸变，对在滑移面上运动着的位错有阻碍作用，从而提高强度。在具有 HCP 结构的纯钛中，间隙氧长期以来一直被视为一把双刃剑，其可显著提高强度，但超过一定量时将大幅降低其塑性、韧性及冲击强度[47]。O 能提高钛合金的起始再结晶温度，这一点对钛合金的热加工及热处理都有很大的影响。缪顿[48]研

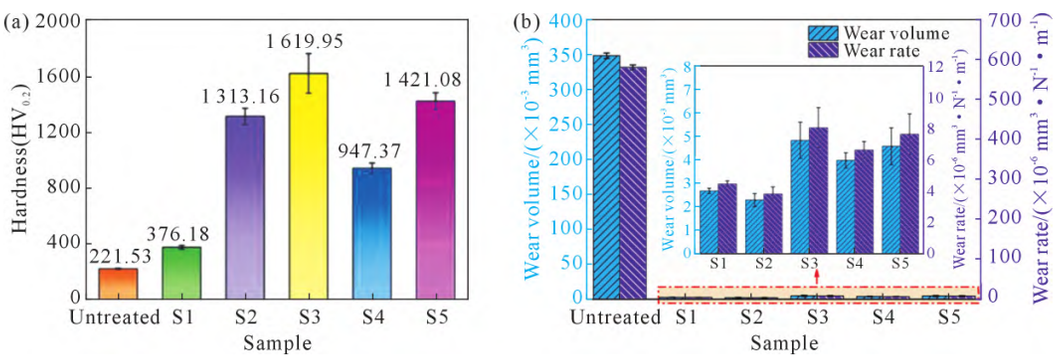

图 5 等离子体氮化试样的力学表征和磨损性能：(a) 显微硬度；(b) 磨损体积和磨损率[46]

Fig.5 Mechanical characterization and wear properties of plasma-nitrided samples: (a) microhardness; (b) wear volume and rate[46]

中国知网 https://www.cnki.net

究了不同 O 含量 TA31 合金的组织及性能，O 含量的升高可以使变形硬化更加严重，显著提高合金热变形的峰值应力，同时过量的 O 元素也会明显降低合金塑性，使得合金在热加工过程中发生流变失稳；O 原子可以显著提高合金抗拉强度、屈服强度同时降低合金的塑性从而提高合金的屈强比。当 O 元素含量较低时，对合金的强化效果尤为显著，当 O 含量进一步提高后强化效果不再明显，反而会造成塑性剧烈下降。因此在制造钛及其合金时严格控制 O 含量。刘伟等[49]研究了 O 当量对 Ti-Z-Mo-Nb-Sn 近 α 钛合金力学性能的影响，随氧当量降低，强度降低，且其对 77 K 冲击强度的影响明显强于室温。在 20 K 下，随着氧当量从 0.23%降低到 0.15%，合金抗拉强度 σ_b 由 1 367 MPa 降低至 1 302 MPa，而伸长率 δ_5 则由 7.9%提升至 13%，表明间隙元素含量对低温下抗拉强度影响不大，但强烈影响其塑性，即低间隙氧含量越低合金在低温下有较好的塑性。

C 是强 α 稳定元素，在钛合金中主要以间隙固溶体的形式存在，会影响合金晶体结构与相组成。微量 C 元素对钛合金的相变过程有明显影响，不仅提高了合金的相转变温度，而且会影响合金的相含量变化。近 α 型钛合金 Ti-5.6Al-4.8Sn-2Zr-1Mo-0.35Si-0.7Nd 在 700~800 ℃长时间时效后，C 的添加对其微观结构变化有显著影响。对于全片层组织，α_2 相的形成不受碳添加的影响；对于双态组织，随 C 含量增加，初生 α 相中的 α_2 相尺寸减小，颗粒间距增大。随时效温度升高，对于不同碳含量的合金，α_2 析出相的尺寸和颗粒间距差异更为显著，这归因于碳在降低初生 α 相中 Al 的溶解度及增加转变后 β 相中 Al 和 Mo 浓度方面的作用[50]。然而，在钛合金中，过量的 C 会导致合金内部形成脆性相，降低合金塑性和冲击韧性。李艳等[51]研究了阻燃钛合金电子束焊接头性能，对比分析了母材中微量碳对焊接接头性能的影响，结果表明，母材中的微量碳促使焊缝中形成较多碳化物，提高接头的抗拉强度，降低接头的塑性，特别是大幅度降低焊缝的冲击韧性，仅为同状态不含碳母材焊缝的 10%，因此需控制钛合金 C 含量。

2 近 α 钛合金织构及其对力学性能的影响

近 α 钛合金常温下组织主要为 α 相，呈密排六方结构，其具有明显的晶体学各向异性的特征[52]。钛合金经锻造、轧制、挤压、拉拔等加工，各晶粒就会沿着某些方向排列，呈现出或多或少的统计不均匀分布，出现某些方向上聚集排列，即择优取向或织构。合金的晶体学织构一般取决于变形程度、变形方式、变形温度以及随后的再结晶退火。织构的强度通常随变形程度的增大而提高。织构对钛合金的力学性能和物理性能具有明显的影响，其强度、塑性、疲劳、弹性模量、断裂性能以及 α 和 β 稳定元素的扩散系数均与织构有关系[53]。

2.1 钛合金变形织构的形成及演化机制

钛合金 α 相在室温下变形抗力高，塑性差，变形结束后容易产生回弹现象，且钛合金的强度较高，这使得钛合金在常温下变形的难度较大，因而钛合金变形一般都选择在高温下进行[54]。然而，钛合金热成型过程中承受的大变形会使其晶粒产生明显的择优取向，在后续处理阶段会产生明显的遗传性，直接影响到材料的组织和性能。因此很多学者对钛合金中织构的形成规律进行了研究。

钛合金中的织构主要分为变形织构和再结晶织构 2 种[52]。变形织构是在材料的塑性变形过程中形成的。当多晶体金属受到单向塑性变形(如拉拔、轧制)时，各晶粒在滑移的同时，其滑移系还会发生朝外力方向的转动。随着变形量的增加，各晶粒的取向趋于一致，形成择优取向，即所谓的变形织构。不同应变路径下变形机制的变化，如滑移系的激活，是织构演变的主要原因。Jia 等[8]探索了热轧(hot rolling, HR)及冷轧(cold rolling, CR)工艺对 CT-20 钛合金织构演变的影响。经 890 ℃-HR 合金中，α 相的 *c* 轴几乎垂直于横向(transeverse direction, TD)且具有最高强度。在随后的 CR 变形中，随压下量的增加，α 相的 *c* 轴在 TD-ND (normal direction)平面附近逐渐扩散，且部分 *c* 轴平行于 ND 方向，表明冷轧使晶粒旋转并显著影响织构的分布。如图 6 所示，随压下量的增加，α 晶粒内取向增加，相应的 PFs (pole figures)分布逐渐扩散，织构强度显著降低。该研究表明，柱面滑移是沿 RD (rolling direction)的主要变形模式，而基面和锥面滑移则有助于沿 TD 的变形。Li 等[55]研究表明，Ti60 板材中的轧制织构受轧制温度和工艺路线的影响很大。1 070 ℃下 β- 轧制工艺产生相对较弱的织构，而 980 ℃下(α+β)-UDR (uni-directionally rolling)工艺产生强 T 型织构，(α+β)-CDR (cross-directionally rolling)工艺则产生强 B 型织构。α+β 轧制 Ti60 板材中的强织构主要由初生 α 相变形织构组成，且柱面滑移和基面滑移分别是导致横向织构和基面织构的主要机制。Fan 等[56]研究了不同应变路径对近 α 型 CT-20 钛合金在 α+β 两相区热轧过程中 α 相织构演变的影响。轧制过程中

中国知网 https://www.cnki.net

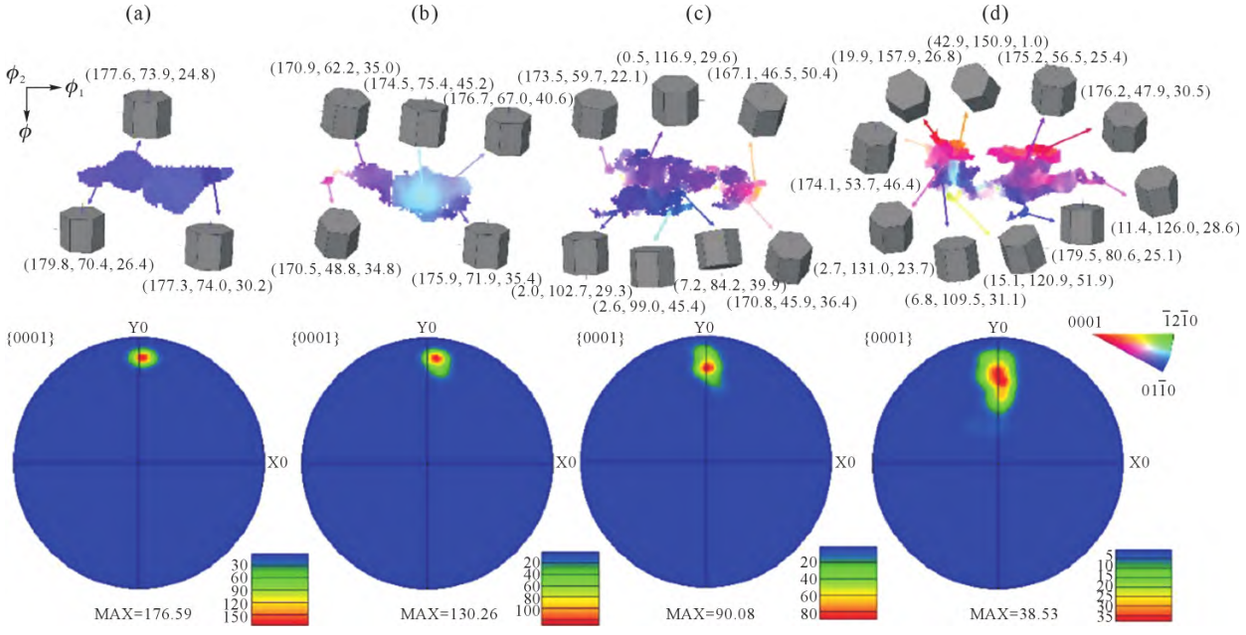

图 6 不同轧制压下量下 α 晶粒的晶内取向：(a) HR; (b) CR-30%; (c) CR-40%; (d) CR-50%[8]

Fig.6 Intragranular orientation of α grains at different rolling reductions: (a) HR; (b) CR-30%; (c) CR-40%; (d) CR-50%[8]

的压应力促进了基面滑移和锥面 -II 滑移的激活，拉应力促进了柱面滑移的激活，最终在 UDR-α 相中形成[10-10]//RD 织构，CDR-α 相中形成[2-1-10]//RD 织构。其结果表明，UDR 有利于增强 α 相的横向织构，而 CDR 促进了 α 相基面织构的发展。多步交叉轧制 (multistep cross-rolling, MSCR) 兼具两者的特点，但在相同变形量下对织构演变的影响较小。变形织构的形成直接影响合金的组织。程超等 [57]对 TA32 钛合金板材在 α+β 两相区热轧后的板材中组织与织构进行了研究。在轧制过程中，柱面{10-10}<11-20> 滑移是其主要的滑移系，该滑移系中滑移面{10-10}会倾向于平行于 ND 面，而滑移方向倾向于平行 ND 方向，此时(0002)晶面会倾向于 TD 方向，形成 T 型织构。图 7 为不同组织形貌的晶体取向及相应区域的极图，可知 TA32 合金经热轧后形成了 2 种组织形态，一种是与 ND 平行或近似平行的直条状 α 相组织，另一种是呈波浪状 α 相组织。这归因于直条状 α 相中 T 型织构特征有利于柱面和基面滑移系的启动，促进 α 相团簇发生转动并沿 RD 方向延伸；而波浪状 α 相的晶体取向主要为硬取向(<0001>//ND 或 <0001>//RD)，随变形量增大，部分硬取向会转到更有利的取向，形成剪切带，导致 α 相团簇的转动进而形成波浪状组织。

通过在轧制过程中控制应变路径获得的主要初始织构在后续织构演变中起着至关重要的作用。具有冷变形织构的材料在进行退火时，由于晶粒取向趋于一致，总有某些位向的晶块易于形核长大，从而形成具有织构的退火组织，即再结晶织构。再结晶织构的本质取决于新晶粒的取向以及这些晶粒的形核和长大速率的相对关系。再结晶织构的形成与变形织构有关，但也受到其他因素的影响，如退火温度与时间等[53]。吴汐玥等[58]对不同热处理条件下 Ti65 钛

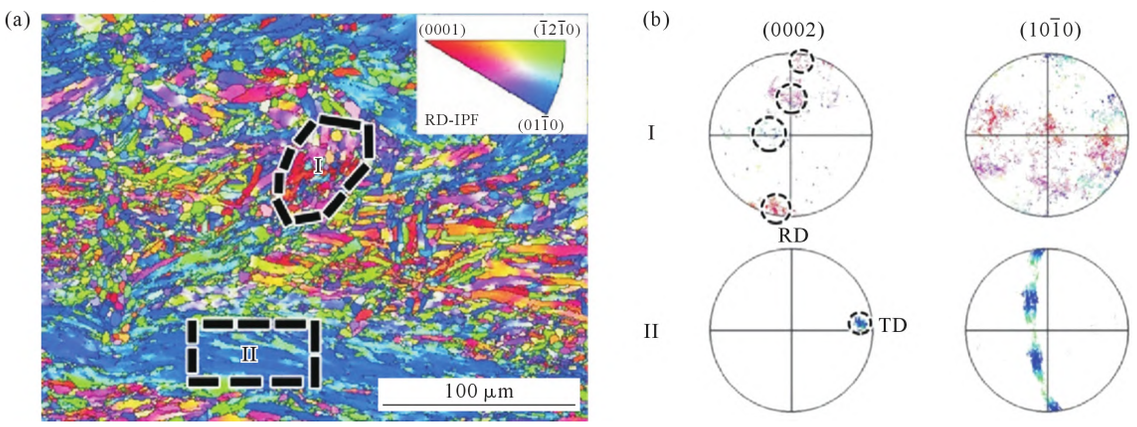

图 7 TA32 钛合金 α 相晶体形貌与晶体取向的关系：(a) IPF 图；(b) PF 图[57]

Fig.7 Relationship between the morphology of α grains and their corresponding crystal orientation: (a) inverse pole figure (IPF) map; (b) PF of the corresponding dashed areas in (a)[57]

中国知网 https://www.cnki.net

合金板材的显微组织和织构进行了研究，在 α 相区热处理后板材的主要织构类型为晶体 *c* 轴与 RD 方向呈现 70°~90°的夹角，随热处理温度提高，板材织构变为 *c* 轴与 RD 方向平行的织构，织构强度提高。

改变热处理时的冷却速率是调节织构的有效手段。此外，钛合金在相变过程中 α 相与 β 相之间往往遵循 Burgers 取向关系[59]。钛合金中 β 相为体心立方结构，α 相为密排立方结构，随着温度的不同，晶格常数也在发生变化，因此钛合金在相变过程中不可避免地会产生一定的相变应变，不同变体所产生的相变应变与应力场之间发生相互作用，使钛合金相变过程中并不是所有取向的变体都均匀产生，而是符合某些特定条件的变体优先生成，即发生变体选择现象。大量研究证明，变形后热处理的部分织构增强或减弱与织构区内晶粒主要取向有关，而织构的形式主要与 α 变体选择有关[60]。Zhao 等[61]对锻态 Ti60 合金在 β 相变点以上进行热处理，研究不同冷却速率，即炉冷和空冷下 α→β→α 相变过程中 α 相织构演变。研究表明，锻态合金中 α 相 *c* 轴或集中于轴向(axial direction, AD)附近，或分布于垂直 AD 的径向周围。经 β 热处理后，冷却速率未改变同一棒材的织构成分，在所有情况下，主要的 α 转变织构组分为 <0001>//AD 纤维织构，但会影响织构强度，炉冷样品的织构强度显著增加，且明显高于空冷样品。转变后的 α 织构直接受母相 β 织构和变体选择控制。提高冷却速率可能会增加 α 变体的类型，并产生具有相对较弱织构强度的网篮组织。

2.2 织构对钛合金力学性能的影响

由于钛合金的织构区域远大于单个晶粒的尺寸，因此合金中织构的存在会造成合金力学性能的各向异性，影响到钛合金材料的服役性能，故引起了研究者的重视并开展了大量的研究工作。

在管材加工中根据不同的目的加工管材，例如壁厚减薄或者直径减小，在最终成品上所得到的织构类型是不同的，壁厚减薄得到的径向织构使合金的屈服强度和疲劳强度较高但工艺塑性较差，而周向织构对应的材料的扩口、弯曲和压扁等工艺塑性较好但屈服强度较低[62]。洪权等[63]研究了不同 *Q* 值冷轧工艺对高强 TA18 钛合金管材织构及力学性能的影响。结果表明，冷轧加工 TA18 钛合金管材的 *Q*>1 时，管材径向压力占优势，会形成晶向[0002]与管材径向平行的织构，以径向织构为主的管材综合性能较好，可满足 AMS 标准要求；当冷轧加工 TA18 钛合金管材的 *Q*<1 时，切向压力占优势，会形成晶向[0002]与管材切向平行的织构，以切向织构为主的管材塑性较差，无法满足 AMS 标准要求。

Wu 等[64]发现 TA32 合金板材在热拉伸变形中表现出的显著高温各向异性行为强烈依赖于主导 α 相的取向。TD 样品显示出最大的峰值强度，DD (diagonal direction)样品显示出最高的伸长率。DD样品 Lankford 系数，即塑性应变比 *r* 值最大，RD 样品 *r* 值最小。RD、DD 和 TD 样品的主要位错滑移模式分别是柱面滑移、基面滑移和柱面滑移的耦合以及锥面滑移，如图 8 所示。TA32 钛合金在热变形过程中的动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)机制是不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)和连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)的共同作用，DDRX 可以削弱各向异性。热效应和 DRX 引起的晶粒生长和细化分别导致 *r* 值的降低和增加。

Li 等[65]发现具有显著 T 型织构的 Ti60 板材在 600 ℃下的力学性能表现出明显的各向异性，包括拉伸、蠕变和蠕变断裂性能。拉伸性能的各向异性主要由 TD 和 RD 样品中基面滑移系统和柱面滑移系统的 Schmid 因子差异导致。郝晓博等[66]发现退火态 Ti70 合金板横向屈服强度及低温冲击吸收能量都

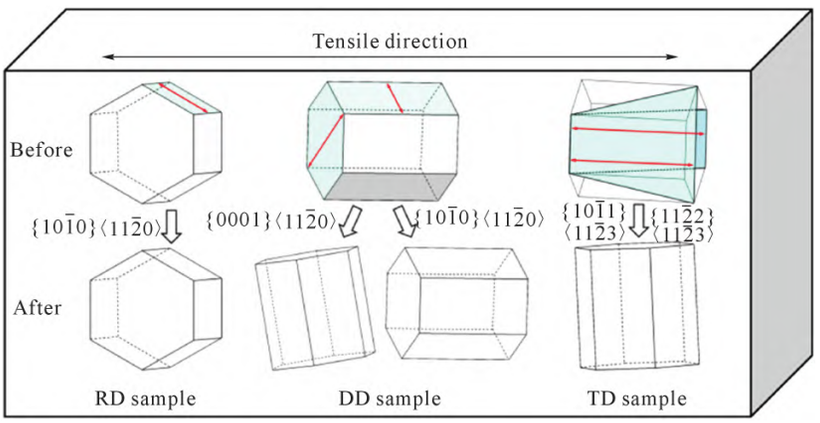

图 8 热拉伸试验中沿 3 个方向变形的样品主要激活滑移系统和晶格旋转的示意图[64]

Fig.8 Schematic of the primary activated slip systems and lattice rotation of the samples deformed in three directions during the hot tensile test[64]

中国知网 https://www.cnki.net

高于纵向，但抗拉强度低于纵向，表现出了明显的各向异性。Ti70 合金板退火后形成了较强的{0002}基面织构，其晶面法向向 RD 方向偏转±30°，向 TD 方向偏转±41°。由于基面织构更向 RD 方向集中，因此造成了力学性能的各向异性。

根据实际使用要求，采用合理的加工工艺控制材料内部的织构状态，使材料既具有良好的工艺塑性同时又具备较高的强度，对综合提高钛合金性能十分重要。

3　近 α 钛合金动态力学行为

与准静态加载条件相比，钛合金在动态加载条件下的响应行为大不相同，这与动态加载时材料受到的应变硬化、应变率硬化和热软化等效应的协同作用有关。当动态加载时，材料的损伤性能和力学性能特征与准静态相比呈现出不同特征，加载速度越高时这一特点尤为突出。准静态下材料的损伤过程主要是应力集中导致微裂纹或微孔洞，微裂纹或微孔洞的聚集合并导致材料失效。而动态高速加载下材料内部会出现绝热剪切现象[67-68]。钛及钛合金比热和热导率系数较低，滑移系较少，属于绝热剪切敏感的材料，容易形成绝热剪切带，因此钛合金的动态力学性能及其绝热剪切行为受到了广泛关注[69]。

3.1　钛合金的动态力学性能

钛合金在高应变率下的应力–应变响应关系即为材料的动态力学性能。材料的力学性能与其内部显微组织本身条件有关，同时也与外部的加载条件有关。一般的静态加载条件或准静态加载，可以忽略应变率效应，但是动态加载条件下(应变率>10^{-3} s^{-1})，必须考虑材料的应变率效应[70]。相对于静态或准静态加载，动态加载情况下材料的受力是完全不同，载荷强度高，作用时间短，材料在极短时间内响应。关于高应变率条件下材料动态力学行为，诸多学者已经围绕晶体结构、组织状态等开展了大量研究，集中在温度、应变、应变率对动态流变应力的影响规律。目前的研究中，通常使用动态流变应力、均匀动态塑性应变、应力塌陷时间之前(试样发生剪切破坏之前)吸收的能量 3 个指标综合评价钛合金动态力学性能[71]。

一般来说，金属的流变应力表现出正应变率敏感性[72-73]。材料的流变应力随着应变率的提高而增加，即应变率强化效应，这一现象在不同类型的钛合金中普遍存在，如图 9 为 4 种典型钛合金(近 α 型 TA15 及 Ti15Mo，α+β 型 TC4，β 型 TB3)的动态应力–应变曲线[74]。表征动态力学性能的 3 个指标分别为流变应力(σ)、塑性应变(ε)和冲击吸收能(E_{AI})，其中冲击吸收能为动态流变应力与塑性应变的积分。由图 9 可知，4 种合金在 1 000~4 000 s^{-1} 应变率范围内，随着应变率的提高，应力提高，应变增大，进而冲击吸收能增加。在低应变速率下，TA15 和 TC4 具有相似平均流变应力、最大均匀塑性应变和冲击吸收能。当应变速率超过 3 000 s^{-1} 时，TA15 钛合金显示出明

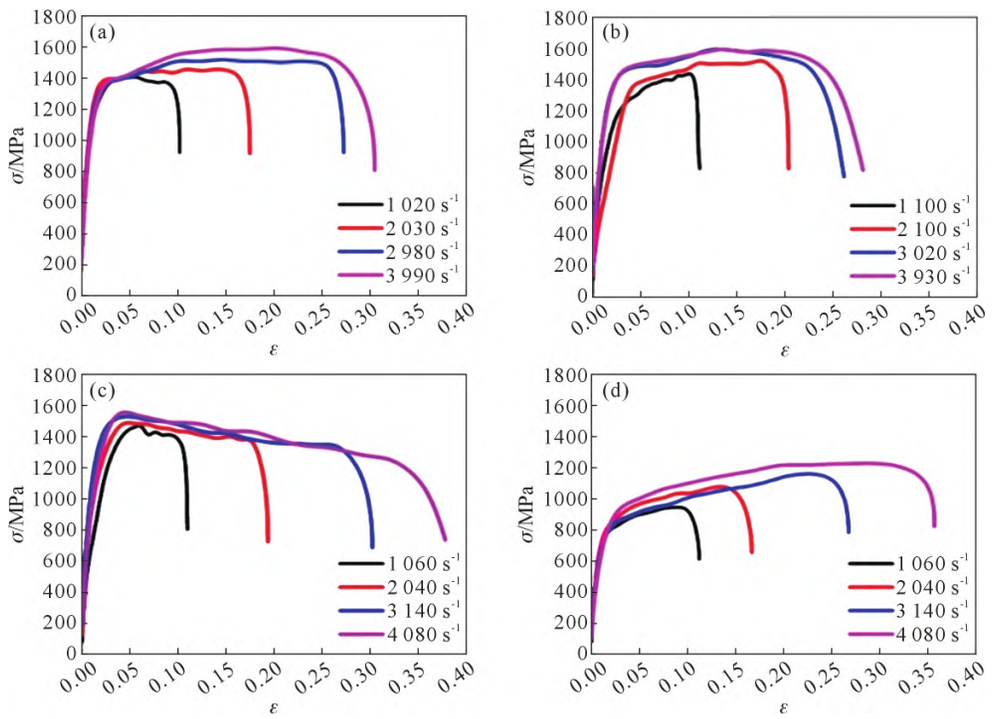

图 9　不同动态应力应变曲线：(a) TA15; (b) TC4; (c) TB3; (d) Ti15Mo[73]

Fig.9　Dynamic stress-strain curves: (a) TA15; (b) TC4; (c) TB3; (d) Ti15Mo[73]

中国知网　https://www.cnki.net

显动态吸收能优势，特别是在极限动态压缩条件下(4×10^3 s^{-1} 级)，TA15 钛合金和 TC4 钛合金相比，在平均压缩流变应力相当的条件下，最大均匀塑性应变明显提高，TA15 钛合金的动态冲击吸收功明显优于 TC4 钛合金。对于 TB3 钛合金，若单从动态性能来看，其具有一定的优势，极限动态压缩速率下具有明显优于 TA15 钛合金的均匀塑性应变。但 β 类钛合金相变点低，意味着再结晶温度随之更低，动态环境下，热效应的作用下，很容易达到其再结晶温度，进而发生再结晶而软化或失效，对于高抗冲击材料，这是应该尽量避免的。张磊等[75]通过动态拉伸和压缩实验，获得了近 α TA6 合金的拉伸和压缩应力–应变曲线，结果显示，该合金流变应力与屈服应力均随应变率的提高有所增加，表明 TA6 钛合金具有较强的应变率敏感性。Chen 等[76]对近 α Ti-6321 钛合金动态力学性能进行研究，发现等轴组织的样品比双态组织和魏氏组织的样品表现出更大的流动应力。Ti-6321 合金的绝热剪切行为受到不同微观结构类型的显著影响。魏氏组织对绝热剪切的敏感性高于等轴显微组织和双相显微组织样品。郝芳等[77]在 TA15 钛合金的研究发现在准静态环境下 TA15 钛合金的拉伸速率对材料的抗拉强度、伸长率及面收缩率影响不大。合金的屈服强度对材料的应变速率比较敏感，随着应变速率的提高屈服强度呈现明显的上升趋势。钛合金的成分通过影响其微观组织结构，进而对力学性能产生重要影响[78]。隋楠等[79]在 TA15 钛合金成分的研究中发现 Zr 元素对室温拉伸强度性能影响微弱，随着主合金元素 Al、V 和 Mo 元素含量的增加，初生 α 相含量减小，次生 α 相片层较细，合金的强度提高，塑性下降；在临界应变率范围内，合金成分的微小变化对动态力学性能的影响微弱，提高主合金元素 Al、Zr、V 和 Mo 元素含量，有利于提高合金的临界应变率，且在此临界应变率下具有优异的动态力学性能，同时更细小的等轴组织有利于 TA15 钛合金室温抗拉强度、临界应变率和动态力学性能的提高。钛合金的动态冲击性能也受到温度的影响[80-81]，如 Bobbili 等[82]发现Ti-5.75Al-4.0Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.33Si 近 α 钛合金的流动应力随着温度的升高而降低。对于给定的温度，由于位错的增殖，流动应力随着应变速率的增加而增加，同时建立了晶体塑性模型，结果表明该模型能够评估动态载荷下的应力应变响应。综上所述，国内外的众多实验结果都表明冲击载荷下材料的应力–应变响应特征因材料或显微组织不同而具有不同的特点，而且影响因素十分复杂(材料的成分–组织–变形条件等)，揭示材料的动态应力–应变行为的变化规律尚需开展大量深入的研究工作。

3.2 动态加载合金绝热剪切行为与演化

材料在高速应变速率下的变形行为由应变强化、应变率强化和热软化 3 个因素决定，当热软化作用占优时，材料会发生所谓的“热塑失稳”，即出现绝热剪切[68]。绝热剪切普遍存在于高速撞击、切削、高速成型及爆炸复合等高应变速率变形过程中，是高应变速率下产生的非常独特的局部高度塑性变形失稳现象[83]。剪切变形产生的高度局域化的狭窄带形区域称为绝热剪切带(adiabatic shear band, ASB)。绝热剪切现象通常发生在与加载方向呈 45°角方向，即剪切力最大方向。绝热剪切带通常呈现为一条明显的带状，并且伴随着裂纹产生(图 10)[70, 84]。

绝热剪切带的形成与材料的动态断裂有着密切的关系，材料或构件内出现绝热剪切带标志着其承载能力的下降或丧失[85]。绝热剪切之所以称之为“绝热”过程是因为，当材料在高应变速率(10^3 s^{-1})下变形时，整个变形过程的时间十分短暂，在如此短的时间内，绝大部分(>90%)的塑性功转化为热量并且来不及转移出去，集中在很小的区域内，所以近似的认为是“绝热”过程[83]。由于钛及钛合金的热导率较低，导致其在高速变形过程中的热量传导效率低，其绝热剪切只集中在很窄的区域内，仅为毫米量级。

因此绝热剪切带的形成存在 2 个基本特征[86]：①在显微观察中总是能看到形成了剪切变形高度局域化的窄带形绝热剪切带形貌；②从热力学角度来说，材料在动态变形下接近绝热过程，变形过程中塑性功所转化的热量会引起绝热升温，如果热软化引起的强度下降大于加工硬化引起的强度增加，将导致热塑性变形失稳，引起绝热剪切带的形成和发展。

根据 ASB 是否发生相变，可将绝热剪切带分为形变带和相变带两类[70]。在纯金属中产生的绝热剪切带大多都属于形变带，而相变带则经常产生于钢铁、钛合金中。形变带通常发生在剪切变形初期，和基体组织相似，仅是基体组织的高度变形与碎化，带中心除了原始组织变形后的流线外，检测不到相变产物，即剪切带内只存在变形晶粒。而相变带中心已看不出原始组织形貌，带中心的“相变区”与两侧基体区域形成明显分界，剪切带内部晶粒有着与基体材料不同的相结构。在多数情况下形变带和相变带并存，它们没有清楚的界线，并且在一定条件下，形变带会向相变带转化。

绝热剪切带形成过程中微观组织演化主要包

中国知网 https://www.cnki.net

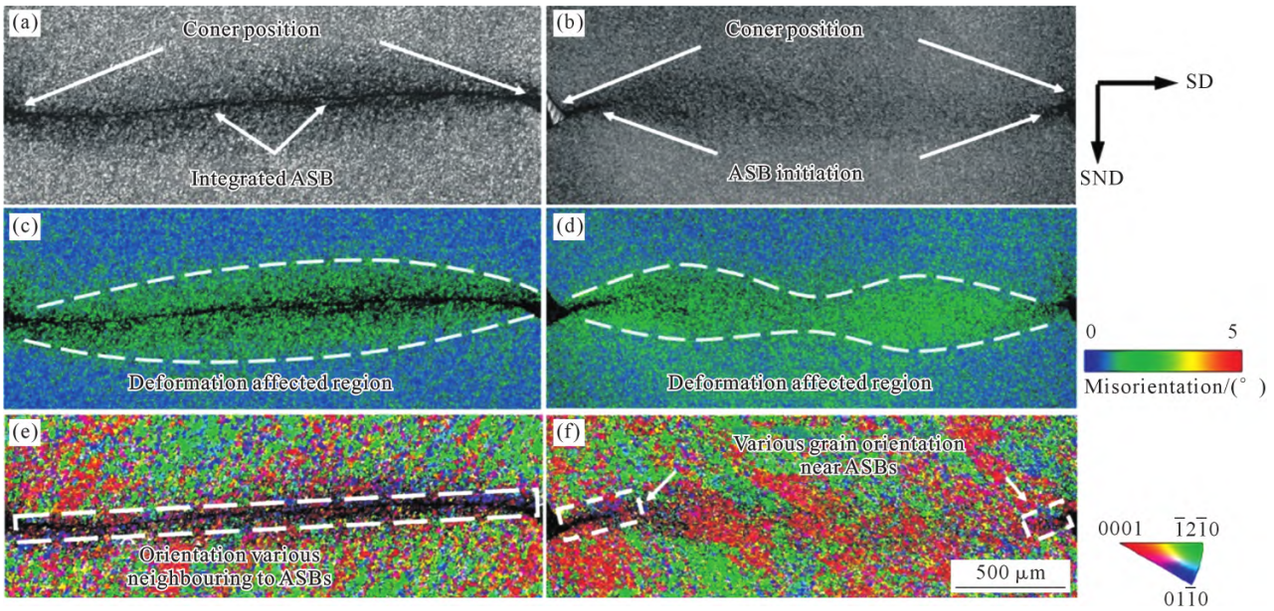

图 10 不同应变载荷条件下剪切区的 EBSD 图：(a, c ,e) 高应变载荷的 BC 图、KAM 图和 IPF 图；(b, d, f) 低应变载荷的 BC 图、KAM 图和 IPF 图[70]

Fig.10 EBSD maps of shear zone under different strain loads: (a, c, e) BC, KAM and IPF maps of high strain shear region, respectively; (b, d, f) BC, KAM and IPF maps of low strain shear region, respectively[70]

括：原始组织的重新取向、碎化和各种缺陷、亚结构的形成，并伴有局部的温度升高，剪切带中心应变最大，温度最高，微裂纹也会在 ASB 处萌发。ASB 内部均为大量取向各异的纳米晶颗粒，ASB 与基体之间，在微观尺度上有一个可辨识的过渡区域，但并没有划分绝对明显的界面。在近 ASB 界面处的晶粒往往呈现出拉长状态，并且晶粒的拉长方向与 ASB 走向基本一致，在晶粒的内部存在高密度位错。从近界面处向 ASB 中心过渡处，晶粒由长条状形貌向等轴晶粒形态过渡，而且晶粒内部的位错密度也降低，如图 11 所示[87]。

等轴纳米晶颗粒在 ASB 的内部结构普遍存在，且晶粒取向各异，这往往被认为是动态再结晶的结果。通常认为动态再结晶是由 ASB 内很高的局部温度伴随很大的局部变形引起的，实际上，动态再结晶在绝热剪切合金组织中几乎普遍存在。Rittel 等[88]在 Ti6Al4V 中观察到的动态再结晶纳米晶粒，但是其冲击载荷仅为 ASB 形成时的破坏应变的 1/2。这表明钛合金的动态再结晶是绝热剪切破坏发生的，而且在条带的产生过程中，它可能是一个主要的微观力学因素。说明了绝热剪切破坏不仅是一种力学不稳定，而且是强烈的微观组织演化的结果，材料的局部软化先于热软化发生。孙坤等[89]对绝热剪切带不同发展阶段的精细结构进行了研究，发现剪切带中细小等轴状晶粒的形成是由于因拉长晶粒破碎和动态再结晶综合作用而形成的，且不同原始组织绝热剪切带中细小晶粒的形成机理也不相同。Du 等[90]对 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 钛合金局部剪切行为进行研究，发现显微组织破碎是 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金剪切区 α-Ti 晶粒细化的主要机制。这种亚结构是由于孪晶边界处的位错壁和位错堆积产生。在剪切区域出现夹层结构，由两个狭窄的 ASB 和一个严重应变区域组成。这是由于施加力与其剪切方向之间的几何关系造成的。随着进一步变形，当窄 ASB 之间的距离较小时，夹层结构保持压缩并最终转变为成熟 ASB，而当距离较大时，夹层结构可能成为裂纹的成核位置。动态再结晶会导致应变软化，加速 ASB 的演变，局部动态再结晶是微 ASB 形成的主要机制[91]。研究表明，微 ASB 的两步再结晶机制如图 12 所示，在塑性变形的初始阶段，不同取向晶粒之间的变形并不均匀，从而导致微观区域的应变局部化，随后，动态再结晶发生在位错密度较高的严重应变晶粒中。在新的无位错再结晶晶粒的应变软化的驱动下，动态再结晶区逐渐形成。在此之后，应变增加对 ASB 内的晶粒伸长做出反应，而其中一些晶粒被分成较小的等轴纳米晶粒，使其受到旋转机制的影响。最后，在 DRX 核心内生成几个微型 ASB，然后随着应变的增加而扩展和倍增。

随着 ASB 形成，在条带内部温度显著升高的情况下会出现相变带，这会导致强烈的热软化，进一步形成微孔隙甚至局部熔化。微孔最初在 ASB 内成核，随着应变的增加而伸长，形成椭圆形。ASB 之后形成的微空隙可能会加速后临界阶段材料强度的下降。在此之后，微孔导致不连续的微裂纹及微裂纹的

中国知网 https://www.cnki.net

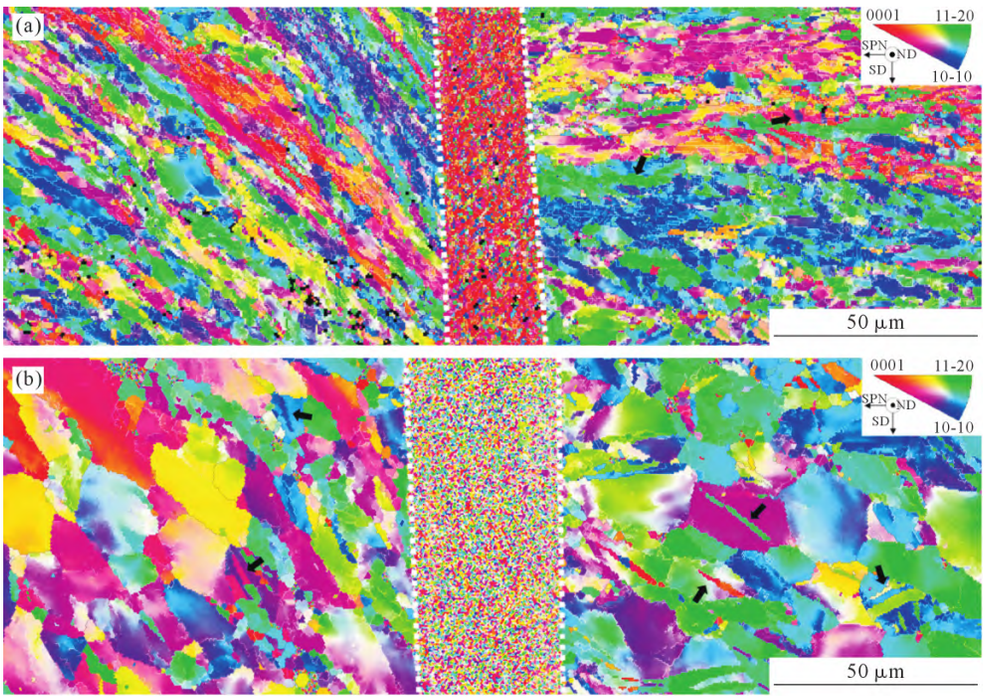

图 11 不同状态纯钛中 ASB 的 EBSD 图像:(a) 轧制态;(b) 退火态[87]

Fig.11 EBSD observations of ASB in pure Ti under different states: (a) rolled state; (b) annealed state[87]

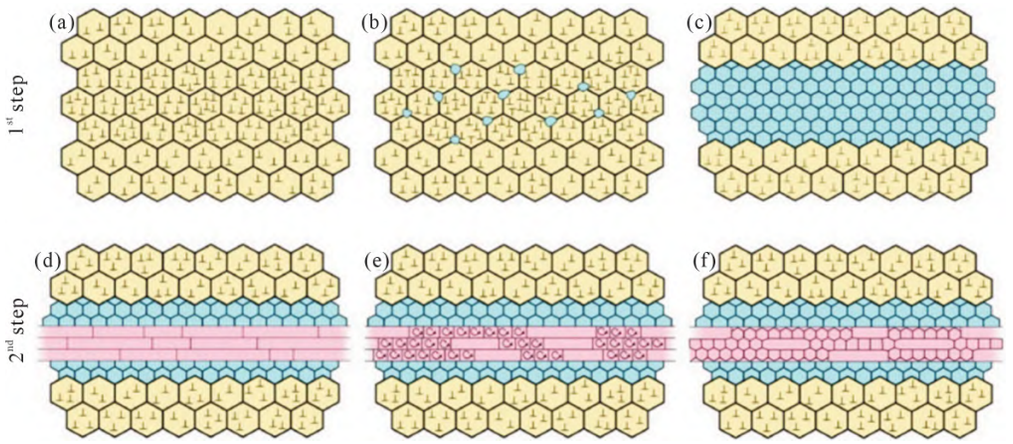

图 12 两步动态再结晶示意图:(a) 基体中的应变局部化;(b) 晶界处的动态再结晶形核;(c) 细化的动态再结晶晶粒的形成;(d) 由于动态再结晶区域核心的应变局部化导致变形晶粒的伸长;(e) 一些伸长晶粒中的亚晶生成和旋转;(f) 包含等轴和伸长纳米晶粒的微亚晶界的形成[91]

Fig.12 Schematic diagram of two-step dynamic recrystallization: (a) strain localization in the matrix; (b) DRX nucleation at grain boundaries; (c) formation of refined DRX grains; (d) elongation of deformed grains due to strain localization in the core of DRX regions; (e) subgrain generation and rotation in some of the elongated grains; (f) formation of micro SBs containing equiaxed and elongated nanograins[91]

合并促进裂纹沿 ASB 成长和最终断裂，如图 13[92]。Hao 等[93]的研究结果也佐证了这一理论,ASB 被热软化和压力集中所利用,是微孔成核、生长的有利场所,在达到临界长度后,有助于 ASB 中裂纹的形成。由于 ASB 中心到基底基质的温度和应力梯度,微孔通常位于 ASB 的中心形成。

4 结论与展望

(1)钛合金的性能依赖于其化学成分和微观结构,其中合金元素的种类和比例是决定合金性能的关键因素。

(2)间隙元素如 C、N、O、H 和 Fe,即使是微量存在,也会对钛合金的性能产生显著影响。这些元素通过固溶强化作用提高合金强度，但过量会导致合金变脆,影响韧性和塑性,因此需要严格控制其含量。

(3)织构对近 α 钛合金的力学性能和物理性能具有明显的影响,包括强度、塑性、疲劳等。合理的加工工艺可以控制材料内部的织构状态，以平衡钛合金的工艺塑性和强度。

(4)钛合金在高应变率下具有应变率强化效应,其动态力学性能受合金成分、微观组织温度所影响,但是目前钛合金动态性能的研究大多基于具有牌号

中国知网 https://www.cnki.net

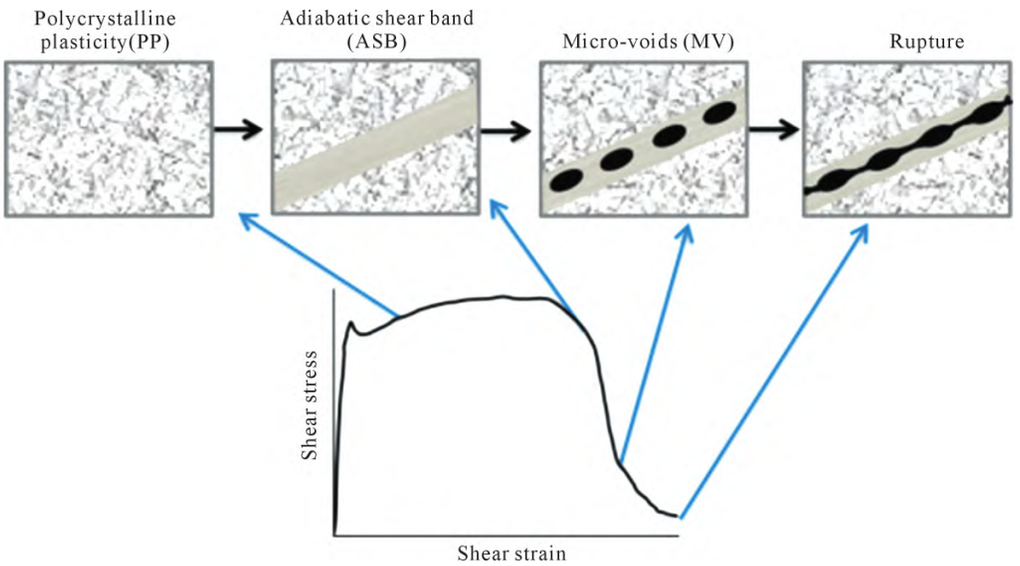

图 13 绝热剪切微孔失效机理[92]

Fig.13 Mechanism of adiabatic shear micro-void failure[92]

的钛合金，缺少专用钛合金的研发，准静态性能与动态性能的对应关系尚不明确。

(5)绝热剪切使钛合金动态冲击下的主要失效形式，其内部的组织演化与动态再结晶有关。分析绝热剪切机理，理解合金失效机制，对钛合金设计具有重要意义。

钛合金元素调控的研究领域，目前主要集中在提升静态强度的合金化元素上，而对于间隙元素以及钛合金的动态力学性能的研究相对较少。这一点在钛合金的深入开发和应用过程中显得尤为重要，需要引起更多的关注。在钛合金织构方面，虽然对织构的形成机制已经研究较深，但是，如何通过技术有效地消除织构以及如何控制织构的形成，目前仍是一个难题。针对极端环境下织构对钛合金的组织和性能的影响仍需要继续开展。在动态加载下，虽然有学者已经设计出新型抗冲击钛合金，但是现有高抗冲击钛合金材料的衡量方法通常是高应变率条件下的动态力学性能，对准静态力学性能的要求尚不明确，准静态性能与动态性能的对应关系尚不明确，动态力学性能是否为衡量材料优劣的主要指标，目前暂无统一的认识，需要开展更多的工作进一步探明。同时需要进行微观/宏观结构耦合 ASB 分析，以反映 DRX、相变等微观结构机制对材料软化行为的影响，从而得到一个更客观的分析方法评价 ASB 的演化。总之，为了近 α 钛合金材料的进一步推广应用，仍需要在钛合金的研究方面继续进行更多、更深入的工作。

参考文献：

[1] 刘全明，张朝晖，刘世锋，杨海瑛. 钛合金在航空航天及武器装备领域的应用与发展[J]. 钢铁研究学报，2015, 27(3): 1-4.
LIU Q M, ZHANG Z H, LIU S F, YANG H Y. Application and development of titanium alloy in aerospace and military hardware[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2015, 27(3): 1-4.

[2] ZHANG Z X, FAN J, LI R F, KOU H C, CHEN Z Y, WANG Q J, ZHANG H L, WANG J, GAO Q, LI J S. Orientation dependent behavior of tensile-creep deformation of hot rolled Ti65 titanium alloy sheet[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 75: 265-275.

[3] 冯秋元，佟学文，王俭，王鼎春，高颀. 低成本钛合金研究现状与发展趋势[J]. 材料导报，2017, 31(9): 128-134.
FENG Q Y, TONG X W, WANG J, WANG D C, GAO Q. Status quo and development tendency on the research of low cost titanium alloy[J]. Materials Reports, 2017, 31(9): 128-134.

[4] 宋火阳. TA15 钛合金薄壁型材连轧工艺研究[D]. 秦皇岛：燕山大学，2023.
SONG H Y. Research on continuous rolling process for thin-wall section of TA15 titanium alloy[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2023.

[5] 许国栋，王凤娥. 高温钛合金的发展和应用[J]. 稀有金属，2008, 32(6): 774-780.
XU G D, WANG F E. Development and application on high-temperature Ti-based alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(6): 774-780.

[6] 赵永庆，葛鹏，辛社伟. 近五年钛合金材料研发进展[J]. 中国材料进展，2020, 39(7): 527-534.
ZHAO Y Q, GE P, XIN S W. Progresses of R&D on Ti-alloy materials in recent 5 years[J]. Materials China, 2020, 39(7): 527-534.

[7] 许爱军，万海峰，梁春祖，牛雨曈，陶强，汤泽军. 低温钛合金材料应用现状及发展趋势[J]. 精密成形工程，2020, 12(6): 145-156.
XU A J, WAN H F, LIANG C Z, NIU Y T, TAO Q, TANG Z J. Application status and development trend of cryogenic titanium alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2020, 12(6): 145-156.

[8] JIA Z Y, ZHAO Q Y, ZHANG Y, XU Y K, CHEN Y N, DENG X T, ZHANG F Y, WANG L, GUO D Z. Hot and cold rolling of a

中国知网 https://www.cnki.net

novel near-α titanium alloy: Mechanical properties and underlying deformation mechanism[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 863: 144543.

[9] 董瑞峰,郭宇墨,贾慕臻,李晨晖,周琪玉,武立,侯华,赵宇宏. Ti-62222 钛合金热变形行为及变形组织研究 [J]. 铸造技术, 2024, 45(10): 945-952.
DONG R F, GUO Y M, JIA M Z, LI C H, ZHOU D Y, WU L, HOU H, ZHAO Y H. Deformation behavior and microstructure evolution of the Ti-62222 alloy during hot deformation[J]. Foundry Technology, 2024, 45(10): 945-952.

[10] LIU Z M, XIN S W, ZHAO Y Q. Research progress on the creep resistance of high-temperature titanium alloys: A review[J]. Metals, 2023, 13(12): 1975.

[11] CHIOU S T, CHENG W C, LEE W S. The analysis of the microstructure changes of a Fe-Mn-Al alloy under dynamic impact tests[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 386(1-2): 460-467.

[12] SÁPI Z, BUTLER R. Properties of cryogenic and low temperature composite materials - A review [J]. Cryogenics, 2020, 111: 103190.

[13] 郭举乐,田永武. 600 ℃高温钛合金的研究进展[J]. 铸造技术, 2020, 41(9): 894-896.
GUO J L, TIAN Y W. Research and development of 600 ℃ high temperature titanium alloys[J]. Foundry Technology, 2020, 41(9): 894-896.

[14] PELTON A D. Thermodynamics and phase diagrams of materials [M]//KOSTORZ G. Phase Transformations in Materials. New York: Wiley, 2001: 1-80.

[15] LU J W, GE P, ZHAO Y Q. Recent development of effect mechanism of alloying elements in titanium alloy design[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4): 775-779.

[16] JEJE S O, SHONGWE M B, OGUNMUYIWA E N, OGUNMUYIWA E N, ROMINIYI A L, OLUBAMBI P A. Microstructure, hardness, and wear assessment of spark-plasma-sintered Ti-*x*Al-1Mo alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(8): 4033-4044.

[17] 邓希光. 纯钛及 Ti-*x*Al(*x*=2, 4, 6)合金动态变形行为研究[D]. 北京:北京有色金属研究总院,2014.
DENG X G. Study on the dynamic deformation behabior of pure Ti and Ti-*x*Al(*x*=2, 4, 6) alloys[D]. Beijing: General Research Institute for Non-ferrous Metals, 2014.

[18] 俞晓博. BT25 钛合金显微组织对力学性能的影响[D]. 贵阳:贵州大学,2016.

[19] NAJAFIZADEH M, BOZORG M, YAZDI S, SARRAFAN N, GHASEMPOUR-MOUZIRAJI M, GOULAS C, CAVALIERE P. Mechanical and biocorrosion properties of Ti-XSn (X=0, 5, 10, 15 wt.%) alloys for biomedical application fabricated by powder metallurgy[J]. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2024, 13(1): 18-28.

[20] YOLTON C F, FROES F H, MALONE R F. Alloying element effects in metastable beta titanium alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1979, 10(1): 132-134.

[21] FU B G, WANG H W, ZOU C M, WEI Z J. The influence of Zr content on microstructure and precipitation of silicide in as-cast near α titanium alloys[J]. Materials Characterization, 2015, 99: 17-24.

[22] DAI S J, WANG Y, CHEN F, YU X Q, ZHANG Y F. Influence of Zr content on microstructure and mechanical properties of implant Ti-35Nb-4Sn-6Mo-*x*Zr alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(5): 1299-1303.

[23] 付彬国. 合金元素对铸造 Ti-1100 合金组织及性能影响[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2015.
FU B G. Effects of alloying elements on microstructures and properties of cast Ti-1100 alloys[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.

[24] HO W F, CHENG C H, PAN C H, WU S C, HSU H C. Structure, mechanical properties and grindability of dental Ti-10Zr-X alloys [J]. Materials Science and Engineering: C, 2009, 29(1): 36-43.

[25] 蔡建明,李臻熙,黄旭,马济民,曹春晓. 提高 600 ℃高温钛合金热强性能的 β 稳定化元素选择和成分优化[J]. 稀有金属材料与工程,2008, 37(S3): 934-939.
CAI J M, LI Z X, HUANG X, MA J M, CAO C X. Selection and optimization of β stabilizing element to improve the heat resistance of 600 ℃ high temperature titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(S3): 934-939.

[26] 甄真. V 元素对激光增材制造 Ti-Zr-V 合金组织与性能影响[D]. 大连:大连理工大学,2019.
ZHEN Z. Influence of V element on microstructure and properties of Ti-Zr-V Alloy produced by laser additive manufacturing [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2019.

[27] KITASHIMA T, HARA T, YANG Y, Hara Y. Oxidation-nitridation-induced recrystallization in a near-α titanium alloy[J]. Materials & Design, 2018, 137: 355-360.

[28] TABIE V M, LI C, SAIFU W, LI J W, XU X J. Mechanical properties of near alpha titanium alloys for high-temperature applications - A review[J]. Aircraft Engineering and Aerospace Technology, 2020, 92(4): 521-540.

[29] JAYAPRAKASH M, PING D H, YAMABE-MITARAI Y. Enhanced yielding strength of near-α Ti-Al-Zr-Sn high temperature alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 625: 131-139.

[30] KWASNIAK P, MUZYK M, GARBACZ H, KURZYDLOWSKI K J. Influence of oxygen content on the mechanical properties of hexagonal Ti - First principles calculations[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 590: 74-79.

[31] 张捷频,闵新华. 杂质元素 N、O、Fe 对 TA15 钛合金性能和组织的影响[J]. 材料开发与应用,2013, 28(2): 83-86.
ZHANG J P,MIN X H. Effects of elements N, O and Fe on microstructure and property of TA15 titanium alloy[J]. Development and Application of Materials, 2013, 28(2): 83-86.

[32] 毛成亮,赵彬,贾蔚菊,李思兰,应扬. Fe 元素含量对钛合金性能的影响 [J]. 钛工业进展,2019, 36(2): 42-46.
MAO C L, ZHAO B, JIA W J, LI S L, YING Y. Effect of Fe element content on properties of titanium alloy [J]. Titanium Industry Progress, 2019, 36(2): 42-46.

[33] 陈冬梅,黄森森,贺飞,马英杰,雷家峰. Fe 元素对 TA15 钛合金显微组织和力学性能的影响[J]. 钛工业进展,2017, 34(2): 14-18.
CHEN D M, HUANG S S, HE F, MA Y J, LEI J F. Effects of Fe on the microstructures and mechanical properties of TA15 titani-

中国知网 https://www.cnki.net

um alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2017, 34(2): 14-18.

[34] BETTLES C J, PUEHRINGER T, MORTON A J, TOMUS D, GIBSON M A. The effect of fe additions on the microstructure and mechanical properties of a Ti-Al-Mn alloy[J]. International Journal of Modern Physics B, 2009, 23(6-7): 783-789.

[35] MISHRA H, GHOSAL P, NANDY T K, SAGAR P K. Influence of Fe and Ni on creep of near α-Ti alloy IMI834[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 399(1): 222-231.

[36] XU Y L, ZHANG B B. Effects of hydrogen as a solid solution element on the deformation behavior of a near-alpha titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 815: 141269.

[37] MARTIN M L, SOMERDAY B P, RITCHIE R O, SOFRONIS P, ROBERTSON I M. Hydrogen-induced intergranular failure in nickel revisited[J]. Acta Materialia, 2012, 60(6): 2739-2745.

[38] SUN L, XIAO W, HUANG S H, WANG J W, WANG L G. Improving the mechanical processing of titanium by hydrogen doping: A first-principles study[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2018, 43(13): 6756-6764.

[39] HUANG S X, ZHAO Y Q, YU J S, LIN C, WU C, JIA W J. Partition of Nb element on microstructure, tensile and impact properties of a near α Ti-4Nb alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 826: 154128.

[40] HAGIWARA M, EMURA S. Blended elemental P/M synthesis and property evaluation of Ti-1100 alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 352(1): 85-92.

[41] 郝国建,杨刚,梁培新,朱卫东,孙剑飞,陈哲铭. 热氢处理对TA15钛合金组织及性能的影响[J]. 金属热处理,2021, 46(1): 38-42.
HAO G J, YANG G, LIANG P X, ZHU W D, SUN J F, CHEN Z M. Effect of thermal hydrogen treatment on microstructure and properties of TA15 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(1): 38-42.

[42] REN Y F, ZHAO J, XIE H S, LIU S B, LOU Y C, YAN P. Influence of thermo hydrogen treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-5Al-2.5Sn ELI alloy[J]. China Foundry, 2017, 14(1): 55-58.

[43] 刘宏宇. 间隙元素(H、N、O)对铸造钛合金组织和力学性能的影响[D]. 北京:机械科学研究总院,2008.
LIU H Y. The effect of interstitial elements (H, N, O) on the microstructure and mechanical propersities of the casting titanium alloy[D]. Beijing: Mechanical Science Research Institute, 2008.

[44] 孙冰,麻毅,乔海滨,孙宏喆,侯佩华,李渤渤,杨学东. ZTA15钛合金精铸件漏油失效原因分析[J]. 铸造工程,2023, 47(3): 17-20.
SUN B, MA Y, QIAO H B, SUN H Z, HOU P H, LI B B, YANG X D.Analysis of oil leakage failure cause of a ZTA15 titanium alloy investment casting[J]. Foundry Engineering, 2023, 47(3): 17-20.

[45] 李聪,莫帆,肖辉,陈汪林. 钛合金的渗氮工艺及机理研究进展[J]. 表面技术,2024, 53(19): 14-26.
LI C, MO F, XIAO H, CHEN W L. Research progress on nitriding technology and mechanism of titanium alloys[J]. Surface Technology, 2024, 53(19): 14-26.

[46] LIU J Q, WANG Z G, YE Z P, JIN W, CHEN Z L, HU Y, WU J H, CHEN D M, BAI B, WANG X F, CAI Z B, LIU K Z. Improved dry sliding wear behavior of TA1 titanium by low-temperature plasma nitriding by CCPN method[J]. Vacuum, 2024, 221: 112945.

[47] PILCHAK A L, PORTER W J, JOHN R. Room temperature fracture processes of a near-α titanium alloy following elevated temperature exposure[J]. Journal of Materials Science, 2012, 47 (20): 7235-7253.

[48] 缪顿. 氧元素对TA31合金热变形行为及热锻组织力学性能的影响研究[D]. 秦皇岛:燕山大学,2019.
MIAO D. Study on the effect of oxygen contents on hot deformation behavior and mechanical properties of hot forged structure of TA31 alloy[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2019.

[49] 刘伟,杜宇,于振涛,杨冠军,孙巧艳. 间隙元素对一种近α钛合金力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2005, 34(S3): 303-306.
LIU W, DU Y, YU Z T, YANG G J, SUN Q Y. Influence of interstitial content on mechanical properties of anew type of nearα titanium alloy at cryogenic temperature[J]. Rare Metal Matericals and Engineering, 2005, 34(S3): 303-306.

[50] ZHANG S Z, XU H Z, LI G P, LIU Y Y, YANG R. Effect of carbon and aging treatment on precipitation of ordered α_2 in Ti-5.6Al-4.8Sn-2Zr-1Mo-0.35Si-0.7Nd alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 408(1): 290-296.

[51] 李艳,李小飞,邓继雄,张文扬,张学军. 微量碳对阻燃钛合金焊接接头性能的影响[J]. 航空材料学报,2006, 26(3): 126-129.
LI Y, LI X F, DENG J X, ZHANG W Y, ZHANG X J. Effect of trace carbon on properties of welded joint of burn resistant Titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 126-129.

[52] 许亚利,吴小文,赖敏杰,李金山,蒋鹏,廖志谦. 钛合金变形织构及其影响研究进展[J]. 铸造技术,2022, 43(12): 1021-1031.
XU Y L, WU X W, LAI M J, LI J S, JIANG P, LIAO Z Q. Research progress on titanium alloys deformation textures and their innuences[J]. Foundry Technology, 2022, 43(12): 1021-1031.

[53] 郑国明. TA19钛合金组织与织构研究[D]. 沈阳:东北大学,2019.
ZHENG G M. Investigation of microstructure and texture of TA19 titanium alloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2019.

[54] SHEN G S, FURRER D. Manufacturing of aerospace forgings[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 98(2): 189-195.

[55] LI W Y, CHEN Z Y, LIU J R, ZHU S X, SUI G X, WANG Q J. Rolling texture and its effect on tensile property of a near-α titanium alloy Ti60 plate[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(5): 790-798.

[56] FAN J, ZHAO D, CHEN Z, ZHANG Z X, WANG J, TANG B, CHEN ZY, WANGQJ, KOU HC, LI J S. Tailoring texture in a near-α titanium alloy: Insights from strain paths and cooling rate influences[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 1388-1402.

[57] 程超,陈志勇,秦绪山,刘建荣,王清江. TA32钛合金厚板的微观组织、织构与力学性能[J]. 金属学报,2020, 56(2): 193-202.
CHENG C, CHEN Z Y, QIN X S, LIU J R, WANG Q J. Microstructure, texture and mechanical property of TA32 titanium alloy thick plate[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(2): 193-202.

[58] 吴汐玥,陈志勇,程超,刘建荣,徐东生,王清江. 热处理对Ti65钛合金板材的显微组织、织构及拉伸性能的影响[J]. 材料研究

中国知网 https://www.cnki.net

学报,2019, 33(10): 785-793.
WU X Y, CHEN Z Y, CHENG C, LIU J R, XU D S, WANG Q J. Effects of heat treatment on microstructure, texture and tensile properties of Ti65 alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2019, 33(10): 785-793.

[59] BURGERS W G. On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium[J]. Physica, 1934, 1(7): 561-86.

[60] WANG S C, AINDOW M, STARINK M J. Effect of self-accommodation on α/α boundary populations in pure titanium[J]. Acta Materialia, 2003, 51(9): 2485-503.

[61] ZHAO Z B, WANG Q J, HU Q M, LIU J R, YU B B, YANG R. Effect of β (110) texture intensity on α-variant selection and microstructure morphology during β→α phase transformation in near α titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 126: 372-382.

[62] 杨磊. TA18 钛合金管材织构的研究[D]. 北京:北京有色金属研究总院,2011.
YANG L. Study on the texture of TA18 titanium alloy tubes[D]. Beijing: General Research Institute for Non-ferrous Metals, 2011.

[63] 洪权,戚运莲,赵彬,杜宇. 不同 *Q* 值冷轧对 TA18 钛合金管材织构及力学性能的影响[J]. 钛工业进展,2016, 33(2): 16-19.
HONG Q, QI Y L, ZHAO B, DU Y. Influence of cold rolling with different *Q* values on textures and mechanical properties of high strength TAl8 titanium alloy tubes[J]. Titanium Industry Progres, 2016, 33(2): 16-19.

[64] WU Y, FAN R L, CHEN M H, WANG K H, ZHAO J, XIAO W C. High-temperature anisotropic behaviors and microstructure evolution mechanisms of a near-α Ti-alloy sheet[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 820: 141560.

[65] LI W Y, CHEN Z Y, LIU J R, WANG Q J, SUI G X. Effect of texture on anisotropy at 600 ℃ in a near-α titanium alloy Ti60 plate [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 688: 322-329.

[66] 郝晓博,李渤渤,刘茵琪,张强,李洋. Ti70 合金板的组织与力学性能的各向异性[J]. 金属热处理,2020, 45(8): 34-38.
HAO X B, LI B B, LIU Y Q, ZHANG Q, LI Y. Microstructure and anisotropy of mechanical properties of Ti70 alloy plates[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(8): 34-38.

[67] YAN N, LI Z Z, XU Y B, MEYERS M A. Shear localization in metallic materials at high strain rates[J]. Progress in Materials Science, 2021, 119: 100755.

[68] WANG L L, YANG L M, DONG X L, JIANG X Q. Dynamics of Materials[M]. Pittsburgh: Academic Press, 2019.

[69] 王学滨. 钛合金绝热剪切的敏感性分析及环境温度的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2011, 40(5): 788-792.
WANG X B. Analysis of adiabatic shear sensitivity and effect of ambient temperature for titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(5): 788-792.

[70] 郝芳. 新型高抗冲击钛合金动态力学行为研究[D]. 西安:西北工业大学,2022.
HAO F. Study of dynamic mechanical performance of advanced shock resistence titanium alloys[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2022.

[71] 谭成文,王富耻,刘远宏,苏铁健,李树奎. 材料绝热剪切敏感性表征及测试方法研究[J]. 北京理工大学学报,2004, 24(5): 377-379, 391.
TAN C W, WANG F C, LIU Y H, SU T J, LI S K. Characterization of adiabatic shear-band susceptivity and relevant testing [J]. Trans actions of Beijing Institute of Technology, 2004, 24(5): 377-379, 391.

[72] GRADY D E. Properties of an adiabatic shear-band process zone [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1992, 40(6): 1197-1215.

[73] 桂林. 微观组织对 TC4 钛合金绝热剪切行为的影响[D]. 沈阳:沈阳工业大学,2021.
GUI L. Effect of microstructure on the adiabatic shear behavior of TC4 titanium alloy[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2021.

[74] HAO F, LIU X H, DU Y X, MAO Y C, CHEN H S, LI S Q, WANG K X, LEI L. Excellent dynamic mechanical properties of a newly developed titanium alloy with bimodal structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 961: 170980.

[75] 张磊,胡时胜,吴家俊. α- 钛合金 TA6 的动态力学性能和剪切现象分析[J]. 实验力学,2005(20): 567-572.
ZHANG L, HU S S, WU J J. Analysis of adiabatic shearing phenomenon and dynamic mechanical performance on TA6 of α-titanium alloy[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2005(20): 567-572.

[76] CHEN H S, HAO F, HUANG S X, YANG J, LI S Q, WANG K X, DU Y X, LIU X H, YU X T. The effects of microstructure on the dynamic mechanical response and adiabatic shearing behaviors of a near-α Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy[J]. Materials, 2023, 16(4): 1406.

[77] 郝芳,毛友川,赖运金,李恩军,安震,楼美琪,付宝全,刘向宏. 应变速率对 TA15 钛合金室温性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2015, 35(7): 700-702.
HAO F, MAO Y C, LAI Y J, LI E J, AN Z, LOU M Q, FU B Q, LIU X H. Effects of strain rate on the room temperature properties of TA15 titanium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2015, 35(7): 700-702.

[78] HUANG S X, ZHAO Q Y, YANG Z, LIN C, ZHAO Y Q, YU J S. Strengthening effects of Al element on strength and impact toughness in titanium alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 504-516.

[79] 隋楠,曹京霞,黄旭,高帆,谭启明. 合金成分对 TA15 钛合金组织及力学性能的影响[J]. 航空材料学报,2019, 39(1): 48-54.
SUI N, CAO J X, HUANG X, GAO F, TAN Q M. Effect of composition on microstructure and mechanical properties of TA15 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2019, 39(1): 48-54.

[80] WANG Y S, LI Z D, WANG H Y, HOU M Y, YU K, XU Y P, XIAO H. Flow behavior and dynamic recrystallization mechanism of a new near-alpha titanium alloy Ti-0.3Mo-0.8Ni-2Al-1.5Zr [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 3863-3876.

[81] HU D C, WANG L, WANG N, CHEN M H, WANG H J. Hot tensile deformation behaviors of TA32 titanium alloy based on back-propagation neural networks and three-dimensional thermal processing maps[J]. Journal of Materials Research and Technology,

中国知网 https://www.cnki.net

2022, 18: 4786-4795.

[82] BOBBILI R, MADHU V. Crystal plasticity modeling of a near alpha titanium alloy under dynamic compression[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 759: 85-92.

[83] 陈爽. TC17 钛合金绝热剪切带组织与织构研究[D]. 西安:西北工业大学,2015.
CHEN S. Study on microstructure and texture of adiabatic shear band of TC17 titanium alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015.

[84] WANG Y L, HUI S X, YE W J, LIU R. Dynamic behaviors of near β-type Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr titanium alloys under high strain rate [J]. Materials Science Forum, 2015, 816: 795-803.

[85] 肖大武,李英雷,蔡灵仓. 绝热剪切研究进展[J]. 实验力学, 2010, 25(4): 463-475.
XIAO D W, LI Y L, CAI L C. Progress in research on adiabatic shearing[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2010, 25(4): 463-475.

[86] 杨扬,程信林. 绝热剪切的研究现状及发展趋势[J]. 中国有色金属学报,2002, 12(3): 401-408.
YANG Y, CHENG X L. Current status and trends in researches on adiabatic shearing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(3): 401-408.

[87] KUANG L J, CHEN Z Y, JIANG Y H, WANG Z M, WANG R K, LIU C M. Adiabatic shear behaviors in rolled and annealed pure titanium subjected to dynamic impact loading[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 685: 95-106.

[88] RITTEL D, LANDAU P, VENKERT A. Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure[J]. Physical Review Letters, 2008, 101: 165501

[89] 孙坤,颜茜,向文丽,舒鑫柱,徐媛. TC6 钛合金剪切带临界应变及其扩展速度的实验测定[J]. 云南大学学报 (自然科学版), 2017, 39(4): 579-583.
SUN K, YAN Q, XIANG W L, SHU X Z, XU Y. On critical strain corresponding to initiation and propagation velocity of adiabatic shear bands of TC6 titanium alloy[J]. Journal of Yunnan University (Natural Sciences Edition), 2017, 39(4): 579-583.

[90] DU Y X, YANG X L, LI Z S, HAO F, MAO Y C, LI S Q, LIU X H, FENG Y, YAN Z M. Shear localization behavior in hat-shaped specimen of near-α Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V titanium alloy loaded at high strain rate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(6): 1641-1655.

[91] LONG Y, LIAO K, HUANG X. Microstructure evolution and shear band formation in an ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy during cold compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 856: 144026.

[92] DOROTHY H L, LONGÈRE P. Unified modelling of adiabatic shear banding and subsequent micro-voiding driven dynamic failure of viscoplastic solids [J]. International Journal of Impact Engineering, 2019, 132: 103322.

[93] HAO F, DU Y X, LI P X, MAO Y C, LIN D Y, WANG J, GAO X Y, WANG K X, LIU X H, SONG H F, FENG Y, LI J S, WANG W Y. Effect of high strain rate on adiabatic shearing of α+β dual-phase Ti alloy[J]. Materials, 2021, 14(8): 2044.

中国知网 https://www.cnki.net