

不同Mo当量钛合金的显微组织演变与低温变形机理

郑壮壮，陆子川，杨建辉，常若寒，张亚莲，姚草根，吕宏军，郦江涛，李启军，
康黎，王勇，黄凤春

(航天材料及工艺研究所,北京 100076)

摘要：通过调整Mo当量，研究了低温钛合金棒材的显微组织演变及室温和低温下的变形行为与变形机理。研究结果显示，提高Mo当量， β 相稳定性提高， α 相析出受限。高Mo当量合金形成单相 β 晶粒，无 α 相析出；低Mo当量合金形成网篮组织。室温下，稳定 β 钛合金Ti-38V具有较高塑性，是由于室温下bcc- β 相比hcp- α 相具有更多滑移系，滑移能力强，塑性变形能力较好，断口呈现大量韧窝特征；($\alpha+\beta$)型钛合金Ti-3Al-6Mo具有较高强度，主要归因于相互交错 α 层片的强化作用。 $(\alpha+\beta)$ 型钛合金具有较高的Schmid因子值，位错滑移容易，在室温/低温以位错滑移为主，低温变形过程中伴随有孪晶变形；稳定 β 钛合金在晶界处出现位错塞积，存在大量应力集中，且V含量较高，使 β 稳定性较高，低温变形过程中没有来得及发生应力诱导机械孪晶就失效断裂，变形能力较差，低温下呈现脆性断裂特征。

关键词：低温钛合金；显微组织；低温拉伸性能；变形机理

中图法分类号：TG146.23

文献标识码：A

文章编号：1002-185X(2025)08-2086-08

1 引言

钛合金兼具低密度、高比强度、优异的高、低温力学性能等优势，目前已广泛应用于航空航天领域^[1-3]。大推力运载火箭代表国家更大更远自主进入空间的能力，不仅是独立利用空间的前提和基础，亦是国家综合国力和航天强国的重要标志。随着火箭推力的大幅度提升，对氢泵叶轮等低温构件的服役能力提出了更高的要求，随之对低温钛合金材料的要求也进一步提高^[4]。

目前，国内使用的低温钛合金有TA7 ELI(extra low interstitial)、TC4 ELI、CT20等单相或双相钛合金材料。但是，上述材料在加工或者使用过程中的性能不足也是制约其在更加严苛服役环境应用的重要原因，比如，TA7 ELI为单相 α 钛合金，热成形过程易出现偏析，且加工窗口较窄，对成形温度敏感等；CT20属于液氢管路用双相钛合金，低温抗拉强度等参数较低^[5]。因此，为提高低温钛合金构件在极端服役条件下的使役性能，开发新型低温钛合金材料迫在眉睫，而对其低温应变行为和变形机理的深入研究是基础。

对于钛合金，其变形机制主要集中在位错滑移和孪生变形。位错运动与合金成分有密切的关系，这是因为合金化元素通常可以阻碍位错运动，从而形成固溶强化效果^[6]。如Al、O等合金元素，虽然可以提高强度，但是

增加位错运动的临界分切应力，会恶化塑性和断裂韧性等^[6-7]，正如前边提到的，TA7 ELI为单相合金，一方面难变形，另一方面会造成塑性不稳定。而 β 稳定元素(Mo、V等)的添加，可以降低 α 相基面滑移和柱面滑移的层错能，从而提高合金的塑性^[7-8]。对于变形孪晶，也受到合金成分的影响。大量研究发现其对于纯钛和亚稳 β 钛合金塑性的提高是有利的，孪生变形行为可以有效起到调节晶粒取向、释放局部应力集中、协调晶粒间塑性变形等作用。而其在低温变形中的作用机制有待深入研究。

因此，本工作将通过制备不同Mo当量的钛合金棒材，对($\alpha+\beta$)型双相钛合金和稳定 β 钛合金的显微组织与力学性能进行测试，进而开展($\alpha+\beta$)/ β 钛合金低温变形机理和强韧化机理研究，掌握其低温变形机制。

2 实验

选择Ti-3Al-6Mo和Ti-38V这2种钛合金作为研究对象。根据钛合金Mo当量定义公式：

$$\begin{aligned} [\text{Mo}]_{\text{eq}} = & (\% \text{ Mo})/1 + (\% \text{ Ta})/4 + (\% \text{ Nb})/3.3 + (\% \text{ W})/2 \\ & + (\% \text{ V})/1.4 + (\% \text{ Cr})/0.6 + (\% \text{ Ni})/0.8 + (\% \text{ Mn})/0.6 \\ & + (\% \text{ Fe})/0.5 + (\% \text{ Co})/0.9 - 1.0 \text{ Al} \cdots \end{aligned}$$

式中为wt%。可以看出，低Mo当量的Ti-3Al-6Mo属于($\alpha+\beta$)型钛合金；高Mo当量的Ti-38V属于稳定 β 钛合金。

在原材料方面，选取0级小颗粒海绵钛，合金元素分

别以Al-Mo、Al-V、铝豆、铝箔的方式加入,采用3次真空自耗电弧熔炼技术制备合金铸锭,成品锭尺寸为Φ600 mm,制成Φ17 mm合金棒材,并进行退火处理。

显微组织观察使用Leica DM 4000M光学显微镜和JSM-7900F扫描电子显微镜(SEM)。晶体学取向、断口形貌观察采用JSM-7900F扫描电子显微镜和附带的电子背散射仪(EBSD),并利用电解抛光方法制备EBSD样品,抛光液成分为:60vol%的甲醇、30vol%的正丁醇和10vol%的高氯酸。室温(300 K)和低温(20 K)力学性能测试使用Instron 5882电子万能试验机进行,应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。其中,室温拉伸依据GB/T 228.1-2010标准执行,低温拉伸依据GB/T 13239-2006标准执行。

3 结果与讨论

3.1 低温钛合金的显微组织

图1为2种钛合金的显微组织。可以看出, β 晶粒尺寸均较粗大,为等轴组织,尺寸在100~240 μm ,($\alpha+\beta$)型Ti-3Al-6Mo合金呈现典型网篮组织,其 α 片层相互交错呈网篮状,在 β 晶粒晶界处 α 片层相互平行并向晶粒内部生长,具有魏氏组织特征,但其集束尺寸小,晶粒内部网篮组织占主导。这可能与晶粒内部形核质点较多,组织中片层丰富并且生长方向错综复杂有关。图1b的扫描组织显示, α 片层密集细小,宽度在1 μm 左右。Mo当量增加, β 稳定性提高,稳定 β 钛合金(Ti-38V)中 α 相析出困难,出现图1c和图1d的稳定 β 等轴晶粒组织^[9],晶界清晰可见,无 α 相析出。

图2给出了($\alpha+\beta$)型钛合金Ti-3Al-6Mo和稳定 β 钛合

金Ti-38V典型区域的EBSD组织。从晶粒图(图2a和2c)可以反映其典型组织类型,图2a为片层组织,图2c为等轴组织。由图2b相图及相统计结果可以看出, α 相占比89.9vol%, β 相占比10.1vol%, α 相与 β 相交替成片层形态分布, β 相(如图2b中绿色相所示)断续状分布在 α 晶粒间。由图2c和2d可以看出,稳定 β 钛合金Ti-38V组织为全等轴 β 相,晶粒尺寸平均值为212 μm 。

图3是($\alpha+\beta$)型钛合金Ti-3Al-6Mo的EPMA元素分布图。其中Al为强 α 稳定元素,Mo、V为强 β 稳定元素。可以发现,Al元素偏聚于 α 相,Mo、V元素则偏聚于 β 相。Al是最广泛应用的 α 稳定元素,在大多数的钛合金中都含有Al元素,随着Al含量的增加会提高钛合金的强度,但是塑性却会下降^[10]。Mo是 β 稳定元素,可以在 β 钛中无限固溶。当Mo含量为10wt%时就可以在淬火时得到全 β 组织,含Mo钛合金的强度可通过淬火并时效显著提高。V扩大 β 相区和降低 β 相转变温度,属于 β 同晶元素。就Ti-V二元合金而言,V含量至少需要16wt%来抑制室温淬火中的马氏体相变和获得全部 β 相^[11]。V作为重要的合金化元素,主要由于二元Ti-V合金中无共析反应和无金属间化合物的生成。对 β 钛合金,O含量影响其变形行为。O作为杂质元素,在钛合金中是以间隙原子的固溶形式存在。它对基体的强化效果特别明显,但对合金的塑性、韧性、组织稳定性和工艺塑性有显著的不利影响,所以必须严格控制钛合金中的氧含量,一般要求在0.15wt%以下^[12-13]。

本研究中由于Ti-3Al-6Mo合金Mo当量为3, α 相能够正常析出,而Ti-38V合金的Mo当量较高,所有合金元

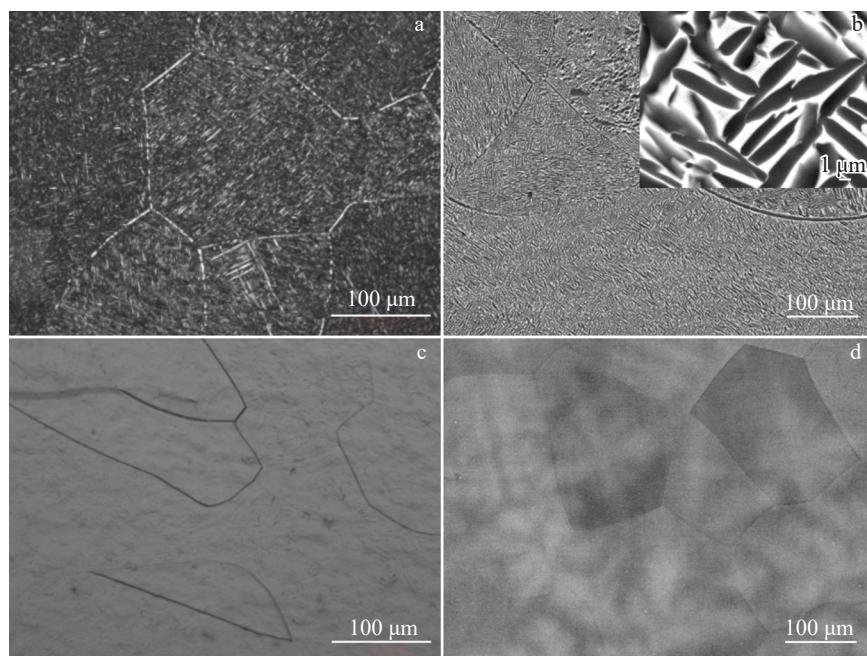


图1 2种钛合金光学显微组织

Fig.1 OM images of two titanium alloys: (a-b) Ti-3Al-6Mo alloy and (c-d) Ti-38V alloy

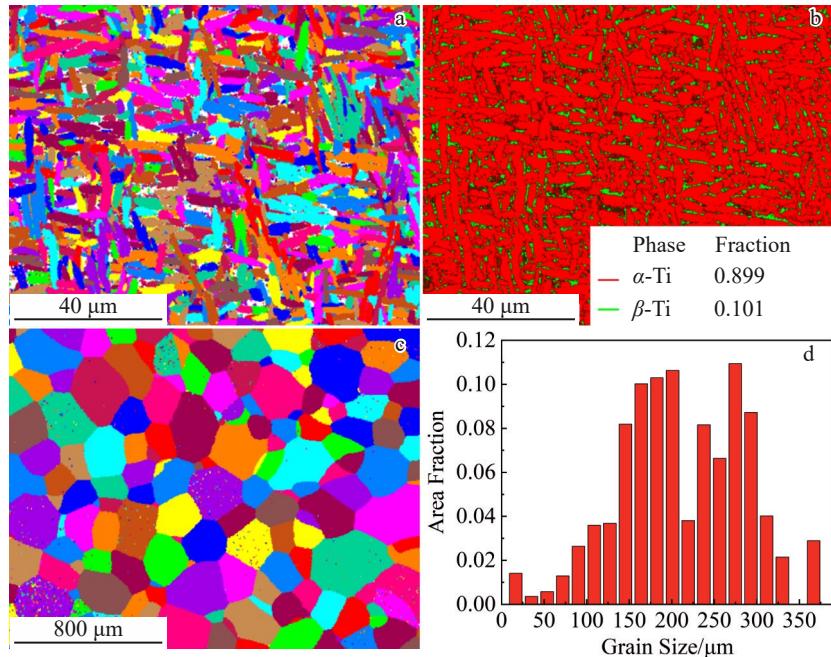


图 2 2 种钛合金的 IPF 图、相图和晶粒尺寸分布图

Fig.2 EBSD microstructures of two titanium alloys: (a) IPF map of $(\alpha+\beta)$ Ti-3Al-6Mo alloy, (b) phase map of $(\alpha+\beta)$ Ti-3Al-6Mo alloy, (c) IPF map of stable β Ti-38V alloy, and (d) grain size distribution of stable β Ti-38V alloy

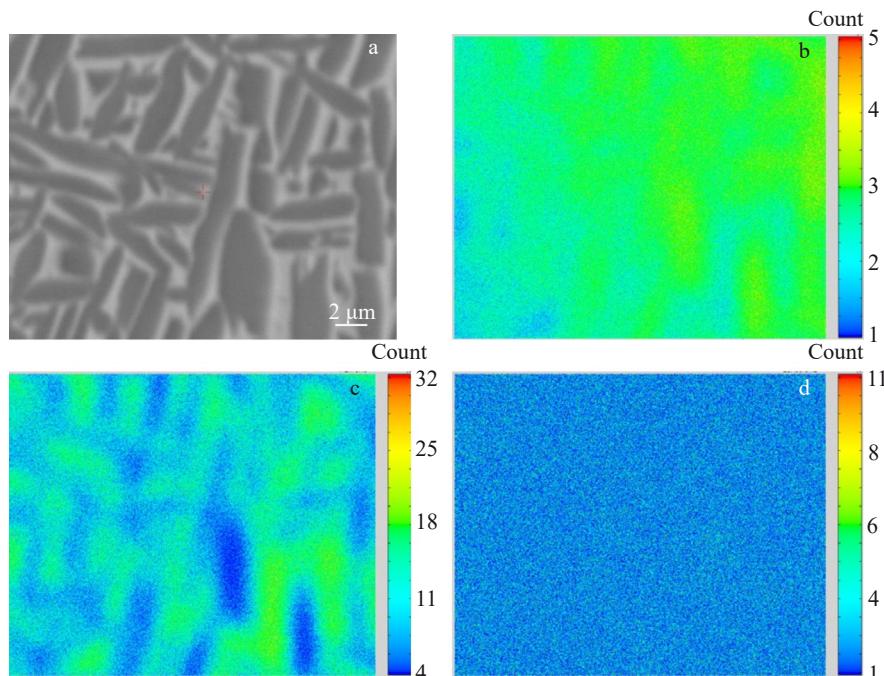


图 3 Ti-3Al-6Mo 合金的 SEM 背散射照片和 EPMA 元素分布图

Fig.3 SEM-BSE image (a) and EPMA element distribution maps (b-d) of $(\alpha+\beta)$ Ti-3Al-6Mo alloy: (b) Al, (c) Mo, and (d) O

素能够在 β 相中无限固溶得到全 β 组织。氧一般在合金中含量较少, 实际上属于 α 稳定元素。本研究中, 从氧分布图来看(图 3d), α 相和 β 相中氧含量是均匀的, 没有存在明显的差异。

3.2 力学性能

图 4 和图 5 分别是 $(\alpha+\beta)$ 型钛合金 Ti-3Al-6Mo 和稳定

β 钛合金 Ti-38V 的室温(300 K)及低温(20 K)拉伸载荷-位移曲线和力学性能统计图。可以看出: 室温下, $(\alpha+\beta)$ 型钛合金 Ti-3Al-6Mo 具有较高的极限抗拉强度, 为 754 MPa, 比稳定 β 钛合金 Ti-38V 高 21.8%。但是, 双相合金具有相对较差的室温塑性, 为 17.5%。Ti-38V 合金为全 β 等轴组织, 室温下 bcc- β 相较 hcp- α 相有更多的滑移系, 因此, 比

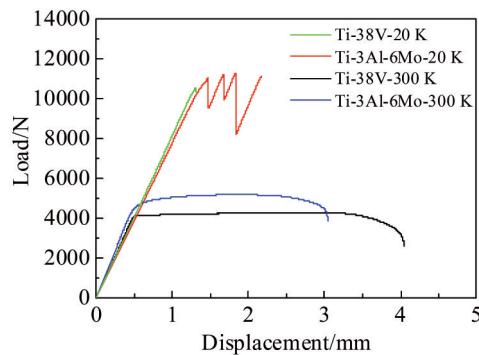


图4 2种钛合金在室温及低温下的载荷-位移曲线

Fig.4 Load-displacement curves of two titanium alloys at room temperature (300 K) and low temperature (20 K)

α 相具有更优异的滑移能力,塑性变形能力较好;其强度主要靠合金元素的固溶强化以及晶界的位错塞积。而Ti-3Al-6Mo合金为 α 和 β 片层结构,除了上述变形方式外, α 和 β 相的相对滑移、 α/β 相界面的位错塞积等都会影响变形行为。而且研究发现,网篮组织交错片层可起到阻碍变形,提高合金强度的作用^[14]。因此,其最终具有较高的强度和较差的塑性。

在低温下,钛合金的强度显著提高,而塑性急剧下降。 $(\alpha+\beta)$ 型钛合金Ti-3Al-6Mo极限抗拉强度可达1618 MPa,较室温提高864 MPa,提高了近1.15倍,而塑性为8%左右,下降幅度达56.3%。此外,Ti-3Al-6Mo合金试样经屈服后体现出来与单相 α 钛合金TA7 ELI一样的锯齿状变形特征。分析认为,对单一 β 相而言,其在20 K低温条件

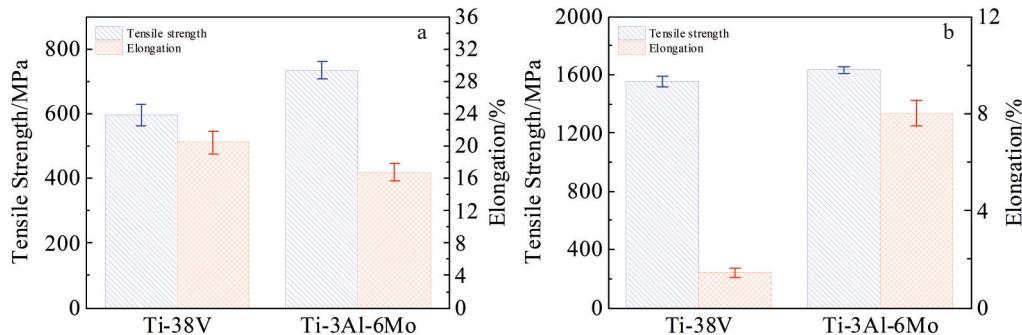


图5 2种钛合金室温(300 K)及低温(20 K)拉伸性能

Fig.5 Tensile properties of two titanium alloys at room temperature (300 K) (a) and low temperature (20 K) (b)

下由于较高的位错滑移临界分切应力,即便是具有bcc晶体结构特征,但是在20 K条件下并不具备促进孪生变形的有利条件,使Ti-38V试样在20 K拉伸过程中体现出较差的失效应变。而Ti-3Al-6Mo中的 α 基体作为典型的hcp晶体结构特征,其在20 K下的孪生变形过程更易进行,而孪生变形的产生可以有效改善 α 和 β 相的晶体取向、释放形变潜热、缓解应力集中,从而进一步促进 α 和 β 相的位错滑移变形过程,这种孪生+滑移交替进行的变形方式使Ti-3Al-6Mo中的 α 和 β 相整体塑性变形能力得到有效提升。另一方面,与单相 β 钛合金相比而言,由 α 和 β 两相构成的双相钛合金中的双相结构是一种有益于低温性能的组织结构特征。

3.3 低温变形机理

3.3.1 拉伸断裂分析

图6为Ti-3Al-6Mo和Ti-38V合金室温和低温拉伸断口形貌。室温下2种合金都呈现典型的准解理断裂,撕裂的小平面和平面周围的大量韧窝是其典型组织特征。Ti-38V合金由于在室温下具有更多的滑移系,滑移变形能力更强,因而韧窝更深并且撕裂小平面更多。而在20 K低温条件下,2种合金脆性断裂特征更明显,特别是Ti-38V合金中体现出较大的断裂平面,周围几乎没有

韧窝这一典型塑性变形特征,并且在断裂平面上观察到网格状的滑移带,这说明该处发生了位错的交滑移,但是其断裂平面大,塑性变形较少,变形不充分。而Ti-3Al-6Mo合金低温断口片层貌依稀可见,这说明 α 、 β 片层在变形过程中经历了撕裂过程,且存在着 α/β 相的滑移,这也解释了其低温塑性较好的原因。

3.3.2 低温变形行为分析

一般认为, α 钛合金室温变形机制主要为位错滑移,在温度较低或应变速率较高时可进行孪生变形。但孪生引起的错位小于一个原子间距,变形量较小,所以塑性变形主要由滑移贡献^[15]。研究指出, α 钛合金的孪生比滑移的温度依赖性更低,孪生的形核不是热激活过程,因此,温度越低,孪生比滑移越易进行^[15]。此外,因滑移受阻而导致应力增加,又因绝热变形温升导致的位错塌陷而下降,从而出现锯齿波动现象,如载荷-位移曲线所示,而孪晶起协助位错坍塌形核的作用,所以该过程必然伴有孪晶变形^[15-16]。

图7是($\alpha+\beta$)型钛合金Ti-3Al-6Mo在20 K拉伸后的断口附近(即变形区域)及拉伸夹持端(即未变形区域)组织的EBSD图。图7a和7b分别为近断口和夹持端的反极图+晶界(IPF+GB)图,二者组织形貌上没有较大差别,

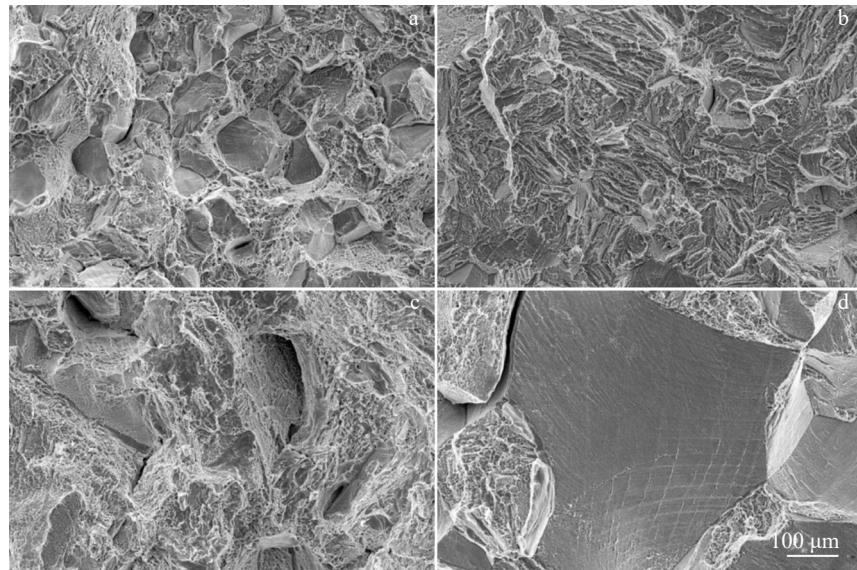


图 6 2 种钛合金在不同温度下的拉伸断口形貌

Fig.6 Tensile fracture morphologies of two titanium alloys at different temperatures: (a) Ti-3Al-6Mo at 300 K, (b) Ti-3Al-6Mo at 20 K, (c) Ti-38V at 300 K, and (d) Ti-38V at 20 K

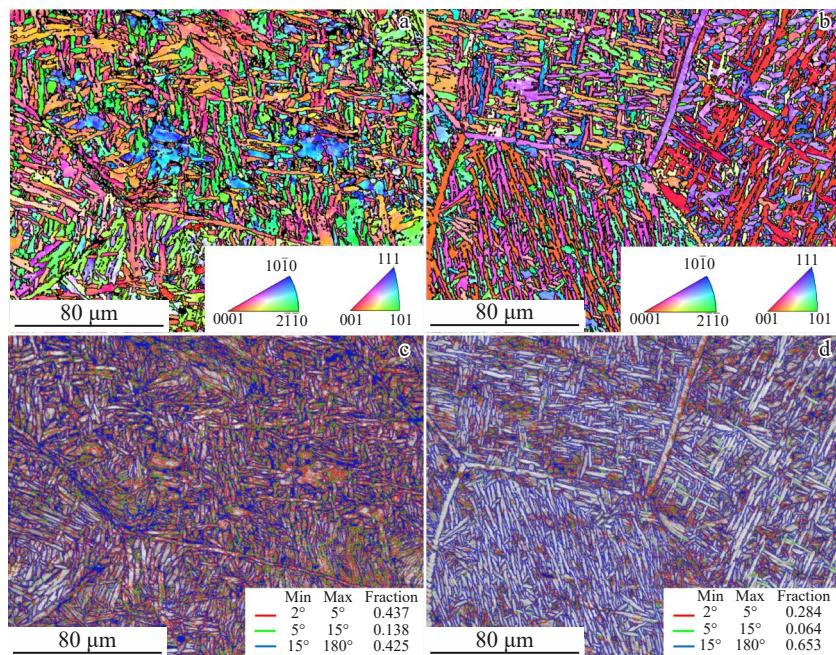


图 7 Ti-3Al-6Mo 合金 20 K 拉伸试样不同区域的 EBSD 图

Fig.7 EBSD images of different zones in Ti-3Al-6Mo alloy tensile samples at 20 K: (a) IPF+GB map near fracture zone, (b) IPF+GB map at grip portion, (c) GB map near fracture zone, and (d) GB map at grip portion

但在变形区域的 α 片层周围存在大量小角晶界, 这说明变形过程中发生了大量的位错滑移。图 7c 的晶界分布图也可验证上述结论, 在 α 片层周围存在着大量 $2^\circ\sim5^\circ$ 的小角度晶界, 而在夹持端区域小角度晶界比例很小, 仅在 β 晶粒晶界和 α 集束边界处少量存在。统计结果表明: 变形区域 $2^\circ\sim5^\circ$ 的小角晶界占 43.7%, 较未变形组织提高了 15.3%, 这说明变形过程中主要发生位错滑移。 α 相的位

错滑移, α/β 片层滑移等都产生大量位错, 造成局部塞积, 从而形成图 7c 的小角晶界特征。同时由于变形温度较低, 原子动能低, 原子扩散困难, α 晶粒不能发生球化等行为, 所以材料在低温变形困难, 塑性较差。因此, 可推断 Ti-3Al-6Mo 合金低温变形主要以位错滑移为主, 孪生变形也可能很少。

图 8 是 Ti-3Al-6Mo 合金 20 K 拉伸后的平面 $\langle a \rangle$ 滑移

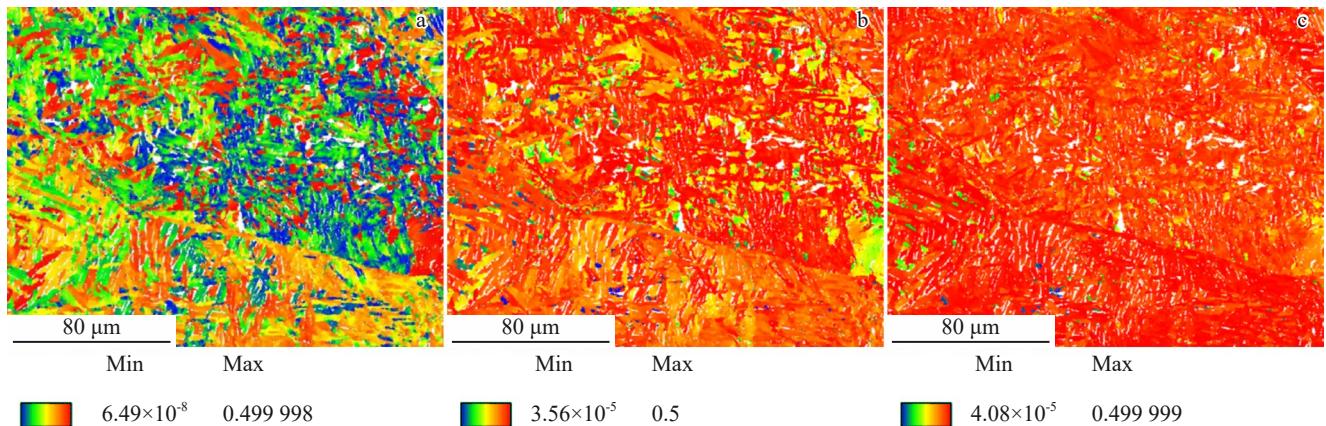
图8 Ti-3Al-6Mo合金20 K拉伸变形断口附近区域平面α滑移Schmid因子图

Fig.8 Schmid factors of $\langle\alpha\rangle$ slip near fracture zone of Ti-3Al-6Mo alloy at 20 K: (a) $(0001)\langle11\bar{2}0\rangle$, (b) $(10\bar{1}0)\langle11\bar{2}0\rangle$, and (c) $(10\bar{1}1)\langle11\bar{2}0\rangle$

Schmid因子图。柱面($10\bar{1}0$) $\langle11\bar{2}0\rangle$ 和锥面($10\bar{1}1$) $\langle11\bar{2}0\rangle$ 的Schmid因子处于较高水平,处于“软位向”;而基面(0001) $\langle11\bar{2}0\rangle$ 的Schmid因子较低,部分 α 层处于“硬位向”,滑移困难。

而当温度升高至室温时,原子动能加剧,滑移所需临界分切应力(CRSS)减小,位错滑移加剧。图9是2种合金不同温度下拉伸变形后的EBSD组织。图9a和9c是Ti-3Al-6Mo合金室温拉伸后的IPF+GB图和GB图。图9a看出,几乎每一个 α 片层周围都存在大量小角晶界,图9c晶界统计分布表明其 $2^\circ\sim5^\circ$ 的小角晶界所占比例为

45.7%,高于20 K拉伸变形条件下小角晶界占比,这也证实了该变形条件下位错滑移较低温(20 K)更加剧烈。图9b和9d是Ti-38V低温变形断口尖端EBSD组织,体心立方结构的 β 相具有比密排六方结构的 α 相更好的滑移能力,但是晶界的存也很容易造成应力集中,这也是往往 β 变形都伴随着大量的孪晶产生的原因。但是本研究中并没有观察到机械孪晶,可能是只发生了位错滑移,应力诱发机械孪晶还没来得及发生就失效断裂。因此,其在低温下具有较差的塑性,后文的TEM组织也得到了证实。

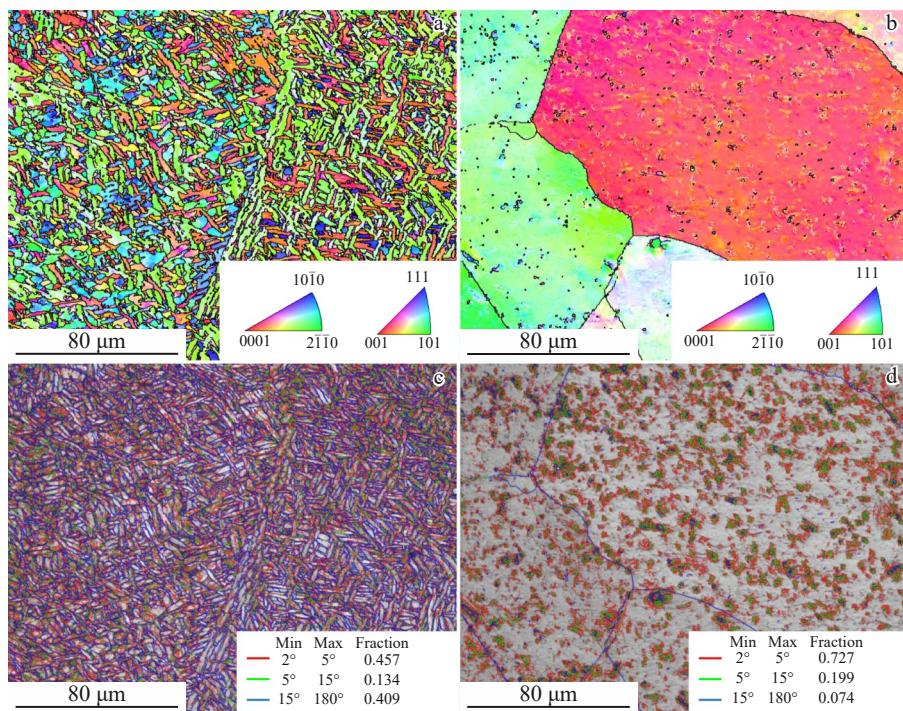


图9 2种钛合金在不同温度下拉伸断口附近的EBSD组织

Fig.9 EBSD images of near tensile fracture regions in two titanium alloys at different temperatures: (a) IPF+GB map of Ti-3Al-6Mo alloy at 300 K, (b) IPF+GB map of Ti-38V alloy at 20 K, (c) GB map of Ti-3Al-6Mo alloy at 300 K, and (d) GB map of Ti-38V alloy at 20 K

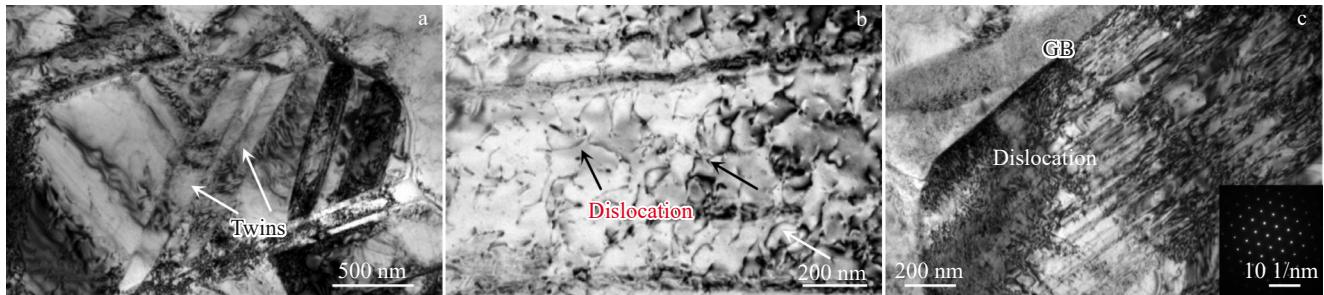


图 10 2 种钛合金低温拉伸变形后的 TEM 分析

Fig.10 TEM analyses of two titanium alloys after cryogenic temperature tensile test: (a) twin deformation and (b) dislocation slip of Ti-3Al-6Mo alloy, and (c) dislocation accumulation of Ti-38V alloy

为了进一步确定 2 种合金在低温下的变形特征, 图 10 给出了 2 种合金低温拉伸变形后的 TEM 组织。由图 10a 和 10b 可以看出, 经 20 K 拉伸变形后, 主要以不同形态的位错为主(已在前文得到证实), 在 α 片层中也发现了部分孪晶, 低温拉伸曲线的锯齿状特征是与此紧密相关的^[16]。孪晶变形虽然有限, 可产生的整体变形量一般很小, 但是, 最重要的作用是可以改变晶体取向, 使易滑移方向转向切应力方向, 促进滑移的进一步进行, 并且可以开动新的滑移系^[17]。由图 10c 看出, β 合金中位错滑移堆积于 β 晶界, 并无孪晶变形特征。晶界对位错的阻碍作用也是其产生脆性断裂的原因, 从而导致其延伸率从 300 K 到 20 K 的急剧下降。此现象在亚稳 β 钛合金中也有发现, 20 K 下的延伸率降低近 5 倍。对于 β 钛合金而言, 变形孪晶的产生与间隙元素含量有密切联系, 合金成分对其变形行为有重要影响^[18-19]。

综上所述, $(\alpha+\beta)$ 型钛合金 Ti-3Al-6Mo 由于具有较高的 Schmid 因子, 位错滑移容易, 其在室温或者低温主要以位错滑移为主, 低温下可发生孪晶变形; 而稳定 β 钛合金 Ti-38V 由于较高的 V 含量, 使得 β 稳定性较高, 没有来得及发生应力诱导机械孪晶就失效断裂, 变形能力较差。相比 2 种钛合金而言, $(\alpha+\beta)$ 型钛合金 Ti-3Al-6Mo 中 α 相的孪生变形可作为 β 相低温条件下位错滑移变形困难时的辅助变形行为, 2 种变形方式的交替进行有助于材料在 20 K 条件下整体塑性变形能力的提升, 使钛合金表现出较为优异的低温强塑性匹配。针对上述研究, 后续将通过成分优化及热处理组织精细调控, 进一步分析两相比例对低温性能的影响机制, 开发出具有较好低温强度-塑性匹配的低温钛合金。

4 结 论

1) 提高 Mo 当量, β 相的稳定性提高, α 相的析出困难。低 Mo 当量 Ti-3Al-6Mo 合金析出网篮组织, 高 Mo 当量 Ti-38V 合金形成单相 β 晶粒。

2) 室温下, 稳定 β 钛合金 Ti-38V 塑性高, 主要是因为

室温下 bcc- β 相较 hcp- α 相具有更多的滑移系, 使其具有优异的滑移能力, 塑性变形能力较好, 呈现韧性断裂特征; $(\alpha+\beta)$ 型钛合金 Ti-3Al-6Mo 的网篮组织中相互交错的 α 片层可阻碍变形, 使其具有较高强度。

3) $(\alpha+\beta)$ 型钛合金 Ti-3Al-6Mo 具有较高的 Schmid 因子, 位错滑移容易, 室温或者低温主要以位错滑移为主, 伴随孪晶发生; 稳定 β 钛合金 Ti-38V 具有较高的 V 含量, β 稳定性较高, 低温变形过程中没有来得及发生应力诱导机械孪晶就失效断裂, 低温变形能力较差。

参 考 文 献 References

- [1] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [2] Singh P, Pungotra H, Kalsi N S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2017, 4(8): 8971
- [3] Williams J C, Boyer R R. *Metals*[J], 2020, 10(6): 705
- [4] Lu Zichuan(陆子川), Ji Wei(纪玮), Wei Shi(微石) et al. *Missiles and Space Vehicles*(导弹与航天运载技术)[J], 2020, 6(4): 96
- [5] Lu Zichuan(陆子川), Sun Yachao(孙亚超), Yao Caogen(姚草根) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 217
- [6] Kale C, Garg P, Bazehhour B G et al. *Acta Materialia*[J], 2019, 176: 19
- [7] Huang Shixing, Zhao Qinyang, Zhao Yongqing et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 79: 147
- [8] Li J G, Zhang K R, Hu R et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 4177
- [9] Huang S X, Zhao Q Y, Yang Z et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 504
- [10] Liu X P, You K, Wang Z X et al. *Vacuum*[J], 2013, 89: 209
- [11] Dai Jincai(戴进财), Min Xiaohua(闵小华), Xin Shewei(辛社伟) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2025, 61(2): 243
- [12] Zhang H R, Niu H Z, Zang M C et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2022, 129: 96
- [13] Lu Z M, Luo J, Wang B Z et al. *Materials and Design*[J], 2020, 189: 108490

- [14] Lu Z C, Zhang X H, Ji W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 818: 141380
- [15] Zang M C, Niu H Z, Liu S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 923: 166363
- [16] Zang M C, Niu H Z, Liu S et al. *Additive Manufacturing*[J], 2023, 65: 103444
- [17] Liu Y X, Qian D F, Gao B D et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2001, 11(3): 395
- [18] Zang M C, Niu H Z, Zhang H R et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 817: 141344
- [19] Dai Quanchun(戴全春), Wang Nan(王楠), Dai Guoqing(戴国庆). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2024, 41(6): 39

Microstructure Evolution and Cryogenic Deformation Mechanism of Titanium Alloy with Different Mo Equivalent

Zheng Zhuangzhuang, Lu Zichuan, Yang Jianhui, Chang Ruohan, Zhang Yalian, Yao Caogen, Lv Hongjun, Li Jiangtao, Li Qijun, Kang Li, Wang Yong, Huang Fengchun

(Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, China)

Abstract: The microstructure evolution and deformation mechanism at room temperature and cryogenic temperature of cryogenic titanium alloy bars were investigated through controlling Mo equivalent. The results show that with the increase in Mo equivalent, β phase stability is improved, which limits the precipitation of α phase. High-Mo-equivalent alloy forms single-phase β grains without α phase precipitation. As for the low-Mo-equivalent alloy, the basketweave microstructure occurs. At room temperature, the plasticity of stable β alloy Ti-38V is higher, which is attributed to bcc- β phase possessing more slip systems than hcp- α phase. The slip ability of β phase is better than α phase, leading to the excellent plastic deformation ability of β phase. As a result, a large number of dimples occur in the tensile fracture. The strength of ($\alpha+\beta$) alloy Ti-3Al-6Mo is higher, which is mainly caused by the strengthening effect of interweaved α lamella. The higher Schmid factor of the ($\alpha+\beta$) titanium alloy makes the dislocation slip easier, which makes the dislocation slip act as the primary deformation mechanism at both room and cryogenic temperatures, while deformation twins can also be activated at cryogenic temperature. For the stable β titanium alloy, stress concentration occurs at the grain boundary because of dislocation pile-up. The higher V content increases β stability, which makes the fracture sample at cryogenic temperature without stress-induced mechanical twins. Consequently, the deformation ability is poor and it exhibits brittle fracture characteristics at cryogenic temperature.

Key words: cryogenic titanium alloy; microstructure; mechanical properties at cryogenic temperature; deformation mechanism

Corresponding author: Lu Zichuan, Ph. D., Senior Engineer, Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, P. R. China, Tel: 0086-10-68383316, E-mail: luzichuan1992@163.com