

低温钛合金的研究进展

黄朝文^{1,2}, 葛 鹏², 赵永庆^{1,2}, 辛社伟², 周 伟², 李 倩², 曾卫东¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 因具有优异的低温综合性能, 钛合金作为重要的低温工程材料而逐渐受到广泛重视。本文概述了当前国际低温钛合金的应用现状, 从 α 钛合金、 α/β 两相钛合金及 β 钛合金方面, 综述了钛合金低温变形机制的最新研究进展, 并总结了这 3 类不同相成分的钛合金的低温变形机制。从温度、合金成分、形变因素和显微组织方面, 归纳总结了不同因素对钛合金低温塑性变形机制的影响。另外, 还探讨了低温钛合金的发展趋势, 以期新型综合性能更好的低温钛合金的设计和研发提供参考。

关键词: 钛合金; 低温; 变形; 变形机理

中图分类号: TG146.2*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)01-0254-07

钛合金比不锈钢、镁铝合金等低温工程材料, 有更好的低温韧性、更高的比强度, 且低温下有热传导率低、膨胀系数小、无磁性及耐蚀性能好等优异综合性能^[1-4]。同时, 宇航器构件要求其制造材料在低温下具有高强度的同时还需保持良好的韧性和低的热物性能参数, 有良好的可加工性; 对于燃料泵和发动机叶轮, 还必须要小且轻质, 所以钛合金在航天、超导等领域作为一种重要的低温工程材料应用越来越广^[5-8]。钛合金低温应用技术也成为衡量各国航天火箭技术的重要指标, 逐渐得到世界各国的重视和发展。本文从 α 钛合金、 α/β 两相钛合金及 β 钛合金方面, 综述了国内外钛合金低温塑性变形机理的最新研究进展, 探讨了其未来发展的趋势。

1 国内外低温钛合金应用现状

目前国内外使用的低温钛合金主要有: 纯钛、Ti-5Al-2.5Sn (TA7)、Ti6Al4VELI、CT20 等, 其中 Ti6Al4VELI 可在 77 K 温度下使用, 而 TA7 和 CT20 都可在 20 K 甚至更低温度下使用^[6-9]。表 1 列出了几种商业钛合金的低温力学性能^[6-9]。

低温钛合金因其有较高的战略意义, 世界各国都对其研究应用极其重视。前苏联对其研制应用最早, 早期研制的 OT4、BT5-1KT 和 ПТ-3BKT 等合金已在航天火箭等领域大量应用, 如液体燃料火箭发动机的燃

料仓、低温液体储存箱及液氢输送泵叶轮等。最近, 俄罗斯某金属研究院用 BT6 合金制造了工作温度可达 $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 H600 mm 的模锻件和承载托架等^[6-8]。美国在阿波罗计划中, 使用了大量的 TA7ELI 和 Ti-6Al-4VELI 钛合金作为火箭的液氢容器、导管和高压气瓶材料, 还研制了 Ti8Al1Mo1V、Ti6Al3Nb2Zr 等低温钛合金^[6-8]。20 世纪 80 年代初, 日本采用 Ti-6Al-4VELI 和 TA7ELI 制作了 30MVA 超导发电机转子和磁悬浮列车的低温部件。近年来, 日本研制了 LT700 钛合金, 并用其制作液氢涡轮泵, 还将 Ti-5Al-2.5Sn ELI 应用于某大型推进器^[6-8]。我国对低温钛合金的研究较晚, 针对航天工程的需要, “九五”期间, 西北有色金属研究院先后研制了适用于低温管路系统的 Ti2Al2.5Zr, Ti3Al2.5Zr, CT20 等系列低温钛合金, 其中 CT20 合金经过十余年的研究开发, 近期已成功用于某发动机的液氢管路系统^[6-8,10]。

2 钛合金低温变形机理研究现状

2.1 α 钛合金低温变形机理

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。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^[11]。但因 hcp 结构晶体的滑移临界切应力随温度降低而升高很快, 而孪生临界切应力变化不

收稿日期: 2015-01-26

基金项目: 陕西省重点科技创新团队计划钛合金研发创新团队 (2012KCT-23); 陕西省科技统筹创新工程计划项目 (2014KTCQ01-38)

作者简介: 黄朝文, 男, 1988 年生, 博士生, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86250729, E-mail: huangchaowen318@163.com

表 1 几种商业钛合金的低温力学性能

Table 1 Tensile strengths at low temperatures for several commercial titanium-based alloys^[6-9]

Alloy	Condition	Test temperature/K	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	Elongation/%
Ti-5Al-2.5Sn	Annealed (a)*, normal interstitial	295	602	588	16
		200	752	725	14
		77	958	937	12
		20	1156	1149	5.1
	Annealed, extra-low interstitial (ELI)	295	520	486	17
		200	629	588	16
		77	862	814	17
		20	1053	985	15
Ti-8Al-1Mo-1V	Duplex annealed (b)*	295	698	650	15
		200	766	705	15
		77	1019	917	22
		20	1156	1101	1.2
Ti-6Al-4V	Annealed (c)*, normal interstitial	295	677	609	12
		200	793	732	11
		77	1047	978	11
		20	1211	1163	4
	Annealed ELI	295	677	636	12
		200	787	746	12
		77	1074	1012	11
		20	1129	1074	11
Ti-13V-11Cr-3Al	Solution treated and aged (d)*	295	930	848	7
		200	1074	1005	2.1
		77	1129	...	0.2
		20

Note: * (a) at 707~867 °C for 15 min to 4 h, air cool, (b) at 787 °C for 8 h, furnace cool, plus at 787 °C for 15 min, air cool, (c) at 707~817 °C for 30 min to 4 h, air or furnace cool, and (d) at 427~507 °C for 20~100 h

大，致使低温时孪生比滑移更易进行，即随温度降低孪生将普遍发生，逐渐取代滑移成为合金的主要变形机制^[1-3,11-13]。M. A. Meyers 等^[14]研究发现， 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，由此，温度越低，孪晶比滑移越易进行。此外，孪生与位错间的相互作用可能改变滑移模式，提高变形能力。范承亮^[6]、刘伟^[15]等发现，CT20 合金的室温变形机制以滑移为主，随温度降到 20 K，拉伸应力-应变曲线上出现锯齿状波，变形组织中位错减少，孪晶增多，此时，CT20 合金的变形机制为以孪生为主的孪生滑移混合模式。

图 1 是典型的近 α 钛合金不同温度下的应力-应变曲线。随温度降低合金强度逐渐提高。当温度降至 20 K 时，应力-应变曲线出现锯齿波，这是 α 及近 α 钛合金超低温塑性变形的普遍现象^[9]。刘伟^[15]、Z. Zhang^[16]、B. Skoczeń^[17]、A. Ghisi^[18]等认为其与滑移和孪晶相关， α 相的滑移临界切应力随温度降低升高很快，20 K 时，其值较高，使滑移变得困难，继续变形需更大的力。滑移或孪生多沿最大分切应力方向进行，并产生形变热。钛合金比热容很低，形变热导致试样变形区局部温升，降低滑移临界切应力，但随应变硬化的作用应力又重新上升，在应力-应变曲线上便形成锯齿。另外，孪生

可缓解局部应力集中，也使宏观应力下降，加工硬化又使应力上升。这 2 种方式共同作用使应力随应变的增加呈锯齿波。Basinsky^[19]研究铝合金低温变形锯齿屈服时未发现孪晶和马氏体产生，则认为该过程不一定伴有孪晶。但 Moskalenko^[20]、Conrad^[21]等研究 α 钛合金低温拉伸时发现，应力因滑移受阻引起应力集中而上升，又随变形的进行产生的绝热增温引起位错坍塌使应力下降，从而出现锯齿波，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。

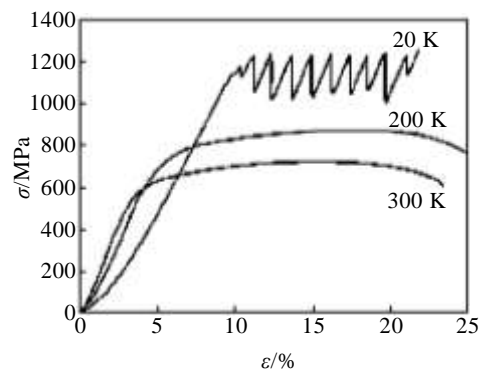


图 1 CT20 合金不同温度下的应力-应变曲线

Fig.1 Tensile stress-strain curves of the CT20 alloy at different temperatures^[15]

综上所述, 随温度降低, α 钛合金的变形机制由滑移逐渐转向孪生, 其超低温应力-应变曲线呈锯齿波特征。

2.2 α/β 两相钛合金低温变形机理

由于两相的结构和性能各异, 双相钛合金低温变形除有 α 钛合金的低温变形机制外, 还有 β 相引起的相关机制, 如两相间的取向差及界面对滑移的阻碍等^[11,22-27]。

β 相对两相合金塑性变形中位错的启动、穿过等机制有显著影响^[11,25-27]。何东^[11]发现, TA15 合金塑性变形时两相多晶间协调变形, 表现为滑移从单系逐步演化为多系, 并伴随滑移穿过相界或晶界现象, 且该行为受 α/β 之间的取向关系、 β 层的厚度等制约。Ambard 等^[25]研究发现, 20 K 下 Ti6Al4V 中 α 滑移系的本质取决于 α 晶粒的形态, 等轴晶粒中柱面滑移是主要滑移系, 而片束组织中以基面滑移为主。这种不同归因于片间的 β 相, α/β 界面充当 α 滑移系的过滤器作用。滑移带穿过 α 和 β 相时在相界面处会发生扭折, Ambard 等^[25]利用原子力显微镜对其分析, 测得其高度约为十几纳米。另外, 虽有 β 相的影响, Ambard 在整个变形过程中没有观察到孪晶, 只有滑移, 所以认为 Ti6Al4V 合金 20 K 下的主要变形机制为滑移。然而 S. Diiorio 等^[28]研究 Ti6Al4V ELI 在 20 K 拉伸时发现其主要变形机制为孪晶, 且检测到 3 种孪晶: $\{10\bar{1}2\}$ 型及 $\{5\bar{6}1\bar{3}\}\langle 41\bar{5}3\rangle$ 孪晶和 $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ 二次孪晶。与 Ambard^[25]研究结果不同, 主要原因与合金的间隙元素含量不同相关, 20 K 变形时, 无足够的抑制孪晶产生的间隙原子, 孪生则可顺利进行^[6]。

总之, 两相钛合金的低温变形机制有滑移和孪生, β 相对位错的启动、穿过等有显著影响, 滑移带穿过相界面时会发生扭折, 间隙元素含量对其也有决定性的作用。

2.3 β 钛合金低温变形机理

β 钛合金的变形机制取决于其特殊的合金成分和 β 晶粒尺寸, 主要有滑移、孪晶和应力诱导及剪切相变^[29-30]。低温下主要变形机制为形变诱导相变和孪生, 如形变诱导 ω 和/或 α'' 相变, $\{332\}\langle 113\rangle$ 及 $\{112\}\langle 111\rangle$ 孪晶。

Furuhara 等^[31,32]研究发现, Ti15V3Cr3Sn3Al β 合金固溶后室温轧制可得 $\{112\}\langle 111\rangle_{\beta}$ 滑移, 77 K 轧制可得 $\{332\}\langle 113\rangle_{\beta}$ 孪晶并伴有应力诱导 ω 相, 即随温度降低, β 钛合金的变形机制由滑移转向孪生。另外, 孪晶与基体界面处有位错环特征, Furuhara 认为是卸载时孪晶收缩 β 孪晶/ ω 界面向 β 基体扩展的结果, 若再次变形, 主孪晶上将产生二次 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶。由

此提出用倒异点阵距离的比率 $\lambda=d^*0002_{\omega}/d^*222_{\beta}$ 表示 β 基体的稳定性及变形机制, $\lambda>0.660$ 时, 为 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪生; $\lambda<0.660$ 时, 为滑移。

Hanada 等^[33-36]研究 Ti-V、Ti-Nb 等 β 合金的室温及 77 K 塑性变形时发现, β 合金优异的塑性源于 $\{332\}\langle 113\rangle$ 及 $\{112\}\langle 111\rangle$ 孪晶和滑移。 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶在高 V 量的合金和通过时效或添加氧的低 V 量合金中都可产生, 与不稳定 β 相及 ω 相相关, 而 $\{112\}\langle 111\rangle$ 孪晶只出现在稳定 β 相中。Ti-Mo 和 Ti-Nb 合金低温变形规律与之相同, 但没有 ω 相产生。单相 β Ti-Fe 合金低温变形可产生 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶和 $\{112\}\langle 111\rangle$ 滑移, 但 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶只出现在临近 M_s 曲线的亚稳 β 区。另外, 与 α 合金相似, 亚稳 β 合金低温拉伸应力-应变曲线也有锯齿波, 但原因稍有不同。 α 合金的锯齿屈服与加工硬化、孪晶和滑移等相关^[15-21], 而亚稳 β 合金还与 β 相的应力诱导相转变相关^[37,38]。

总之, β 合金低温变形机制受 β 相的稳定性影响, 主要有形变诱导 α'' 和/或 ω 转变、 $\{332\}\langle 113\rangle$ 及 $\{112\}\langle 111\rangle$ 孪晶和滑移, 亚稳 β 钛合金低温拉伸曲线也有锯齿波。

综上所述, α 、 α/β 及 β 不同相成分钛合金的低温变形机制如表 2 所示。 α 钛合金, 随温度降低, 主要变形机制由滑移转向孪生, 拉伸曲线有锯齿波; α/β 两相合金低温变形机制, 低间隙合金以孪晶为主, 常规合金以滑移为主, 伴有位错穿过 α/β 相界或晶界机制; β 合金的变形机制受 β 相的稳定性影响, 亚稳 β 合金变形主要为应力诱导 α'' 和/或 ω 转变、 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶且有锯齿屈服现象, 稳定 β 合金形变机制主要有 $\{112\}\langle 111\rangle$ 孪晶和滑移。

2.4 影响钛合金低温塑性变形机理的因素

除温度和相成分外, 影响钛合金低温塑性变形机制的因素还有很多, 如合金成分、形变因素, 显微组织等。

2.4.1 合金成分

合金成分对 α 及两相钛合金的塑性变形机制有显著影响^[6]。总体来说, 合金元素的添加基本都抑制孪生切变, 降低合金的低温塑性(如表 1)。Zaefferer 等^[39]研究 Al 含量对钛合金低温性能的影响时发现, Ti-Al 合金变形过程, 铝含量较低时(如质量分数小于 2.9%), 柱面滑移占主导; 随含铝量的增加, 基面滑移的比例逐渐增加, 当铝含量增加到 5%~6%时, 二者相当。Castany^[26,27]研究发现, 与 Ti6Al4V 相比, 无 Al α 钛中位错被钉扎时间短, 跳跃长度长, 且不存在宏观扭结; 与 α 钛相比, 含 Al 使 Ti6Al4V 的位错移动降低, 这

是因为 Al 原子与周围原子产生化学交互作用, 使位错

表 2 钛合金低温变形机制

Type of Ti alloy	Deformation mechanisms at cryogenic temperatures
α titanium alloys	With temperatures decrease, deformation mechanisms transit from slipping to twinning, accompanied by serrated yielding.
α/β titanium alloys	Primary deformation mechanisms of α/β ELI alloys is twinning, or else is slipping and slip bands crossing α/β interphases or grain boundaries.
β titanium alloys	To metastable β alloys, deformation mechanisms are deformation induce martensitic transformation α'' or omega transformation ω and $\{332\}\langle 113\rangle$ twinning, accompanied by serrated yielding; and $\{112\}\langle 111\rangle$ twining and slipping are their main deformation mechanisms of stable β alloys.

移动困难。间隙元素含量也强烈影响 α 合金低温变形, 随间隙元素含量增加, 合金强度升高, 而塑性降低。范承亮^[6]发现低氧当量 CT20A 合金拉伸变形有 $\{11\bar{2}\}$ 孪晶产生, 而高氧当量合金则没有。这是因为 Al 及间隙元素含量的增加使晶格畸变, 轴比 c/a 变化, 不利于孪生, 即不利于合金的塑性变形。

合金成分决定了 β 相的稳定性^[40], 对 β 钛合金塑性变形机制有决定性作用。Hanada 等^[33-35]研究发现, 低 V 量的 Ti-V 合金低温变形有应力诱导 ω 转变伴随 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶产生, 随 V 含量的增加, $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶消失, 在高 V 量合金中只有滑移产生。加氧可阻止 ω 相转变, 且含氧 β 合金很难产生 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶, 如 Ti-16%V-0.65%O 和 Ti-20~22%V-0.21%O 合金在室温和 77 K 变形都没有孪晶, 只有滑移, 在低间隙性 (<0.06%O)合金中只能观察到 $\{112\}$ 型孪晶。Ti-Mo 和 Ti-Nb 合金的低温变形机制规律与 Ti-V 合金相似, 但无应力诱导 ω 相产生。

2.4.2 形变因素

形变因素对钛合金低温变形机制也有显著影响。首先, 如位错滑移、孪生切变、应力诱导相转变等多数变形机制都与合金晶体结构相关, 变形过程存在择优取向。如滑移和孪生与施密特因子 (schmid factor, SF) 的大小相关, 滑移和孪生常发生在 SF 大的区域。拉伸或压缩孪晶在拉伸或压缩应变沿 c 轴时产生, 孪生系统可认为是孪生切变和 SF 因子共同作用的结果。Q. Y. Sun^[3,41]、麻西群^[42]等研究发现, 循环变形可激发钛的拉伸和压缩孪晶, 使更多孪晶参与变形, 有循环硬化特征, 且随循环应变幅或循环周次增加, 孪晶数量增加, 循环应力也增加。J. W. Cahn^[43]认为, 孪生和马氏体相变有许多共同点, 在形成时均伴有沿某一晶体学平面的均匀切变, 且通过切变释放应力集中, 使塑性变形均匀地进行。宋西平^[44]等也发现纯钛在 77 K 低周疲劳也存在“孪生诱发塑性”, 塑性较室温下有

很大提高, 改善了其低周疲劳性能。

其次, 应变及其速率对钛合金低温变形机理有一定的影响。滑移速率远比孪生及马氏体转变小, 通常在高应变速率下, 后两者比滑移更易进行^[31]。Oberson^[45]发现, 钛合金低温变形激活能随应变的增加而增加, 即优先变形机制从低应变时的滑移机制向高应变时的孪晶机制转变, 转变原因是位错堆积导致孪生形核。W. Lee 等^[46]研究发现, 恒温下随应变速率的增加, 流变应力、加工硬化速率和应变速率敏感度增加, 但参与变形体积减少; 恒应变下随变形温度的上升, 规律与恒温相反。位错密度随应变速率的提高而变大, 随变形温度的上升而减小。

2.4.3 显微组织

显微组织对钛合金的低温变形机制也有强烈影响。合金中不同相的变形不同, 且相与相间、晶粒之间以及组织间的协调变形也因相、晶粒等的不同而不同^[47-50]。低温变形时, 粗大片状组织较细小等轴组织易产生孪晶, 尺寸越大越易孪生^[3,41,44]。因为晶界对孪生切变有阻碍作用, 尺寸较大的组织可以为孪晶长大提供更长的距离。

范承亮^[6]、E. D. Tabachnikova^[51]等发现, 钛合金等轴组织较片状组织容易滑移, 但片状组织较等轴组织易孪生。在室温下无论等轴还是片状组织, 变形都以滑移为主。当温度降到液氮温度时, 除滑移外, 孪生也起重要作用。在液氢温度下, 变形曲线呈锯齿状, 且片状组织较等轴组织曲线上锯齿数多, 经观察相应的孪晶数目也较等轴组织多, 即片状组织在超低温下较等轴组织易发生孪生, 且孪晶的大小及数量与 α 片的大小及取向和合金的变形方向有关。另外, Wang 等^[52]研究 Ti-2Al-2.5Zr 合金 77 K 低周疲劳时发现, 随晶粒尺寸从 5 μm 增加到 40、100 μm , 变形逐渐由孪晶演化为堆垛层错, 即扩展位错被激发, 这种转变归因于随晶粒尺寸的增大, 局部应力集中升高。

综上所述,不同因素对钛合金低温塑性变形的影响如表 3 所示。首先是温度,随温度的降低,钛合金的变形机制由滑移向孪生转变。其次是合金成分,合金元素的添加抑制孪晶的产生,对 β 合金,合金元素

表 3 钛合金低温变形机制的影响因素

Table 3 Influence of several factors on deformation mechanisms of Ti alloys at cryogenic temperatures	
Factor	Influence on deformation mechanisms of Ti alloys at cryogenic temperatures
Temperature	With temperatures decrease, deformation mechanisms change from slipping to twinning, accompanied by serrated yielding.
Alloy elements	Alloy elements can restrain twinning; to β alloys, elements can affect the stability of β phase and then have a significant influence on their deformation mechanisms.
Factors of deformation	A crystal has different SF at different deformation additions and then different slipping or twinning systems act; twinning becomes more active than slipping at higher strain amplitude or higher strain rate.
Microstructure	As monotonic and cyclic deformation, twinning becomes more active at coarse lamellar structures than that at small globular structures; in addition, deformation structure evolves from twins to stacking faults with grain size increase as cyclic deformation.

影响 β 相的稳定性,进而影响其低温变形机制。再次是形变因素,不同的变形方式对应不同的 SF 因子,从而激活不同的滑移系和孪晶系;大应变或高速应变下,孪生更易进行。然后是显微组织,无论是单轴还是循环变形,粗大的片状组织较细小等轴组织易产生孪晶,尺寸越大,孪生越易进行;另外,循环变形时,随晶粒尺寸从几微米到几十微米变化,变形机制可能从孪晶转为扩展位错。

3 低温钛合金发展趋势

随着先进航天技术的飞速发展,未来重型火箭运载能力将达百吨级,要求其发动机具有较高的脉冲推重比,从而要求其制造用钛合金有更高的低温强度和塑性。

当前的低温钛合金基本为 α 及含少量 β 相的两相钛合金,对其研究已有很多,有关理论相对较完善。 α 钛合金虽拥有诸多优异低温性能,但也有其特定的缺点,因不含或只含少量 β 相,其工艺塑性和冷成型性差,致使涡轮等形状较为复杂的部件难以加工。另外,不能进行热处理强化,强度较低,应用受到限制,只能用于各种受力较低的管道、氢泵等构件。对于高速转动部件(如叶轮)等,其性能还不能很好地满足要求,急需进一步开发低温综合性能更好的钛合金,以满足航天技术发展需求。

与 α 合金比, β 合金的强度较高,室温塑性也较好,且其冷热成型性好,加工性能更优异^[53]。但通常认为, β 合金不适用于低温环境,原因有:(1) β 钛合金是 bcc 结构,通常 bcc 结构在低温下会经历韧脆转变,导致其低温塑性低,所以不适用于低温^[10]。(2) 但同为 bcc 结构的铌和钠低温下没有韧脆转变现象,所以低温韧脆转变不是 bcc 结构的固有特征^[4]。 β 钛合金不适用于低温环境是因为 β 合金是亚稳定的,工程应用

中不希望其像 bcc 结构的钢一样,在低温下发生脆性开裂失效。然而, Hanada 等^[33-35]研究发现,某些成分的固溶态 β 合金在低温下也有较高的强塑性。如 77 K 下, Ti-22V 和 Ti-28V 的抗拉强度(σ_b)分别约为 1500 和 1300 MPa,延伸率(δ)分别可达 50% 和 30%; Ti-15Mo 合金的 σ_b 接近 2000 MPa, δ 超过 40%; Ti-40Nb 合金的 σ_b 有 1200 MPa 左右, δ 接近 50%,为当前应用的 α 及两相合金 77 K 下的最大延伸率(22%,见表 1)的 2 倍。对该类 β 合金如此优异的低温强塑性, Hanada 等认为源于其 {332}<113>孪晶和应力诱导 ω 相。但 β 钛合金低温变形机制很复杂,还有很多问题待解决,对于滑移和孪生的临界转变条件尚不清楚,目前还不能很好地解释 β 钛合金在低温变形过程有时较脆有时又较韧的现象,对此还需进一步深入研究。

4 结束语

由于具有优异的低温综合性能,钛合金作为重要的低温工程材料在航天、超导等领域应用越来越广。随着先进航天火箭技术的飞速发展,对钛合金的低温强度和塑性提出了更高要求。国内外对 α 及含少量 β 相的两相钛合金低温塑性变形机理进行了大量研究,并已获得了许多研究成果。综合这些研究结果发现,现有的 α 及含少量 β 相低温钛合金有强度低和加工性差的缺点,已不能满足先进航天火箭发展的需要。由此,对高强韧富 β 型钛合金的研发是未来低温钛合金发展的必然趋势。但是,至今对富 β 型钛合金的低温变形机理研究很少,近 30 年几乎无相关报道,缺少相关基础性数据。针对其研究现状,未来低温钛合金应该从以下几个方面重点发展:

1) 深入研究当前近 α 合金及两相钛合金低温变形时 α 和 β 两相的变形机制及其相互作用,彻底弄清 β 相在两相合金低温变形过程的变形机制及对合金变形

的作用, 从而为后续研制富 β 型低温钛合金奠定理论基础;

2) 深入研究现有富 β 型两相及 β 钛合金低温变形过程有时脆有时韧的相关机理, 寻求解决该类问题的相关方法, 使现有富 β 合金在低温变形过程有较高的强韧性;

3) 大力研发新型低温高强韧富 β 型两相和 β 钛合金, 同时研究此类合金的变形机制, 不断提高其综合性能。

通过对上述研究的深入开展, 以期掌握富 β 型钛合金低温变形相关机理, 获得低温综合性能更好的钛合金, 满足不断发展的先进航天火箭的需求。

参考文献 References

- [1] Galindo-Nava E I, Rivera-D íz-Del-Castillo P E J. *International Journal of Plasticity*[J], 2014, 55: 25
- [2] Thomas M, Jackson M. *Scripta Mater*[J], 2012, 66: 1065
- [3] Sun Q Y, Zhu R H, Gu H C. *Materials Letters*[J], 2002, 54: 164
- [4] Jain A, Basu B, Kumar B V M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58: 2313
- [5] El-Tayeb N S M, Yap T C, Brevern P V. *Journal of Engineering Tribology: Part J*[J], 2010, 224(4): 395
- [6] Fan Chengliang(范承亮). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2004: 2, 32, 50
- [7] Li Wei(刘伟), Du Yu(杜宇). *Rare Metals Letters*(稀有金属快报)[J], 2007, 26(9): 6
- [8] Qu Yufu(曲玉福), Yuan Xiaoguang(袁晓光), Xie Huasheng(谢华生) *et al.* *Mechanical Engineering and Automation*(机械工程及自动化)[J], 2009(1): 189
- [9] Collings E W. *The Physical Metallurgy of Titanium Alloys*[M]. Ohio: America Society for Metals, 1984: 68
- [10] Zhan M, Zhai H, Yang H. *T Nonferr Metal Soc*[J], 2012, 222: 287
- [11] He Dong(何东). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012: 75
- [12] Liu Yanping(刘燕平), Zhang Hui(张晖), Zhang Wangfeng(张旺峰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(6): 1169
- [13] Salem A A, Kalidindi S R, Doherty R D. *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 4225
- [14] Meyers M A, Vohringer O, Lubarda V A. *Acta Materialia Inc*[J], 2001, 49: 4025
- [15] Liu Wei(刘伟), Du Yu(杜宇), Lu Yafeng(卢亚锋) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2011, 36: 27
- [16] Zhang Z, Tu Z H, Li L F *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 1997, 10: 198
- [17] Skocz ę n B, Bielski J, Sgobba S *et al.* *Int J Plasticity* [J], 2010, 26(12): 1659
- [18] Ghisi A, Mariani S. *Int J Fracture*[J], 2007, 146: 61
- [19] Basinsky Z S. *Proc R Soc A*[J], 1957, 240: 229
- [20] Moskalenko V A, Startsev V I, Kovaleva V N. *Cryogenics*[J], 1980, 20(9): 503
- [21] Conrad H. *Cryogenics*[J], 1984, 24: 293
- [22] Vasylyev M A, Chenakin S P, Yatsenko L F. *Acta Mater*[J], 2012, 60(17): 6223
- [23] Tabachnikova Elena D, Podolskiy Aleksey V, Vladimir Z Bengus *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 503(1-2): 106
- [24] Leo Prakash D G, Ding R, Moat R J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(21-22): 5734
- [25] Ambard A, Guetaz L, Louchet F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319: 404
- [26] Castany P, Pettinari-Sturmel F, Crestou J *et al.* *Acta Mater*[J], 2007, 55: 6284
- [27] Castany P, Pettinari-Sturmel F, Douin J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 483-484: 719
- [28] Diiorio S, Briottet L, Rauch E *et al.* *Acta Mater*[J], 2007, 55(1): 105
- [29] Karasevskaya O P, Ivasishin O M, Semiatin S L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 354: 121
- [30] Gill S S, Singh J. *Mater Manuf Process*[J], 2010, 25: 378
- [31] Furuhashi T, Kishimoto K, Maki T. *Materials Transactions, JIM*[J], 1994, 35(12): 843
- [32] Furuhashi T, Nakanori H, Maki T. *Materials Transactions, JIM*[J], 1992, 33(6): 585
- [33] Hanada S, Ozeki M, Izumi O. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16A: 789
- [34] Hanada S, Takemura A, Izumi O. *Transactions of the Japan Institute of Metals*[J], 1982, 23(9): 507
- [35] Hanada S, Yoshio T, Izumi O. *Transactions of the Japan Institute of Metals*[J], 1986, 27(7): 496
- [36] Hanada S, Yoshio T, Izumi O. *Journal of Materials Science*[J], 1986, 21: 866
- [37] Collings E W. *Applied Superconductivity, Metallurgy, and Physics of Titanium Alloys*[M]. New York: Plenum Press, 1986
- [38] Hochstuhel P. *KfK Report No. 3931 (in German)*[R]. West Germany: Kernforschungszentrum Karlsruhe, 1985
- [39] Zaefferer S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 344(1-2): 20

- [40] Lu Jinwen(卢金文), Zhao Yongqing(赵永庆), Ge Peng(葛 鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 775
- [41] Sun Q Y, Gu H C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 316: 80
- [42] Ma Xiqun(麻西群), Sun Qiaoyan(孙巧艳), Yu Zhentao(于振涛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(7): 1256
- [43] Cahn J W. *Symmetry Changes Expected From Deformation Twinning and Martensite Transformations, Martensite*[M]. Ohio: ASM International, 1992: 97
- [44] Song Xiping(宋西平), Gu Haicheng(顾海澄). *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2000, 14: 194
- [45] Oberson P G. *Thesis for Doctorate*[D]. Maryland: University of Maryland, 2006: 3
- [46] Lee W, Chen T, Huang S. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2010, 402: 1
- [47] Braude I S, Gal Tsov N N, Moskalenko V A *et al. Low Temp Phys*[J], 2011, 37: 1042
- [48] Zherebtsov S V, Dyakonov G S, Salem A A *et al. Acta Mater*[J], 2013, 61: 1167
- [49] Kim K H, Chun Y B, Hwang S K. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2011, 21(4): 277
- [50] Du Yu(杜 宇), Cai Xuezhong(蔡学章), Yang Guanjun(杨冠军). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2005, 22: 14
- [51] Tabachnikova E D, Bengus V Z, Podolskiy A V *et al. International Journal of Mechanics and Materials in Design*[J], 2008, 4: 189
- [52] Wang H, Sun Q Y, Xiao L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 542: 1
- [53] Li Tong, Kent Damon, Sha Gang *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 605: 144

Research Progress in Titanium Alloys at Cryogenic Temperatures

Huang Chaowen^{1,2}, Ge Peng², Zhao Yongqing^{1,2}, Xin Shewei², Zhou Wei², Li Qian², Zeng Weidong¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Because of their excellent low temperature comprehensive properties, titanium alloys have gradually attracted considerable attention as important engineering materials at low temperatures. The application situation of titanium alloys at cryogenic temperatures in recent years is critically reviewed. The recent progress of deformation mechanisms of titanium alloys at low temperatures, including α titanium alloys, α/β double phases and β titanium alloys was then overviewed and concluded. Influences of temperatures, alloy composition, deformation factors and microstructure on plastic deformation mechanisms of titanium alloys at cryogenic temperatures were summarized. Finally, the development trend of titanium alloys used at cryogenic temperatures was discussed, in order to provide some valuable references to design and explore new titanium alloys with better comprehensive performance at cryogenic temperatures.

Key words: titanium alloys; cryogenic; deformation; deformation mechanisms

Corresponding author: Zhao Yongqing, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86250729, E-mail: trc@c-nin.com