

亚稳 β 型 TRIP/TWIP 钛合金研究进展

张金勇^{1,2}, 陈冠方¹, 张 帅¹, 赵聪聪¹, 陈 正^{1,2}, 沈宝龙¹

(1. 中国矿业大学, 江苏 徐州 221116)

(2. 江苏省高效储能技术与装备工程实验室, 江苏 徐州 221008)

摘 要: 综述了当前国内外学者关于具有相变诱发塑性/孪晶诱发塑性 (transformation induced plasticity/twinning induced plasticity, TWIP/TRIP) 效应的亚稳 β 型钛合金的研究进展。介绍了该类钛合金的设计方法。统计了近几年开发的 TWIP/TRIP 钛合金家族成员及其力学性能, 归纳了合金在塑性变形过程中的变形产物及其形成机制, 指出了该类钛合金在发展过程中遇到的一些问题。

关键词: 亚稳 β 钛合金; TRIP/TWIP 效应; 合金设计; 力学性能; 变形机理

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0370-07

钛合金通常分为 α 型、 $\alpha+\beta$ 型和 β 型钛合金。 β 型钛合金作为钛合金的一个重要类型, 由于低密度、高比强度和比模量、无磁性、良好的耐腐蚀和生物相容性等优异的综合性能, 被广泛应用在航空航天、汽车、石油化工、医疗器械等众多国民经济领域^[1,2]。 β 型钛合金在变形过程中的变形产物主要包括应力诱发相变 (stress-induced phase transformation)、机械孪晶 (mechanical twinning) 和位错滑移 (dislocation slip) 3 种方式^[3]。应力诱发相变分为应力诱发马氏体相变 (SIM α'') 和应力诱发 ω 相变。机械孪晶分为 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪晶 ($\{332\}T$) 和 $\{112\}\langle 111\rangle$ 孪晶 ($\{112\}T$) 2 种类型。这些变形产物的出现与合金的 β 稳定性密切相关。一般来说, 在 β 钛合金中, 随着合金的 β 稳定性的增加, 3 种变形方式从应力诱发相变转变到机械孪晶然后再逐渐过渡到位错滑移^[2,4]。因此, 通过控制钛合金的 β 相稳定性, 可以调控变形产物的出现, 从而改变合金的力学性能。

相变诱发塑性 (transformation induced plasticity, TRIP) 和 (或) 孪晶诱发塑性 (twinning induced plasticity, TWIP) 最早发现在高合金钢中 (如高 Mn 钢)。人们发现具有 TRIP/TWIP 效应的钢, 不仅具有高强度和高塑性, 还具有优异的抗冲击性能和深冲成形能力, 是目前超高强度钢中强韧配合最好的钢材, 近年来广泛应用在汽车领域, 成为新一代汽车用钢的一个重要发展方向^[5]。然而, 相比于 TRIP/TWIP 钢, 传统的钛合金具有一些缺点诸如有限的延展性、差的

加工硬化能力或抗损伤性等, 限制了它在高强高塑性等高性能材料领域的应用^[6]。为了克服这些缺点, 近几年来国内外研究者^[7-16]尝试把 TRIP/TWIP 效应引入到钛合金设计中, 通过控制合金成分的 β 稳定性, 采用 d-电子设计方法和控制合金电子浓度 (e/a) 的策略, 来调控合金在变形过程中的不同变形产物共存。2009 年 Yang 等人^[17] 在 Ti-22.4Nb-0.73Ta-2.0Zr-1.34O (at%) 合金的压缩试验中发现应力诱发马氏体相变 (SIM α'')、应力诱发 ω 相变、 $\{332\}T$ 和 $\{112\}T$ 多变形机制共存现象。2012 年前后 Sun 等人^[7] 设计出具有 TRIP/TWIP 效应的 Ti-12Mo (质量分数, %, 下同) 亚稳 β 钛合金。该课题组又先后开发出具有 TRIP/TWIP 效应的 Ti-9Mo-6W 合金^[8] 和 Ti-8.5Cr-1.5Sn 合金^[10]。后来, 世界各地的学者陆续开发出 Ti-Mo 基, Ti-V 基和 Ti-Nb 基等具有 TRIP/TWIP 效应的亚稳 β 钛合金^[7-16, 18, 19], 并研究其变形机理和加工硬化行为, 进一步丰富和拓展 TRIP/TWIP 钛合金家族。然而, 目前还没有学者对该类钛合金发展和应用进行系统的归纳总结。因此, 本作者根据多年对该类合金的研究经验, 基于当前已有的 TRIP/TWIP 钛合金文献, 从合金设计方法、变形机理和硬化机制等方面归纳总结 TRIP/TWIP 钛合金的研究进展, 为进一步拓展该类钛合金提供相应的理论依据和技术指导。

1 TRIP/TWIP 钛合金设计方法

钛合金的设计方法常用的有“试错法”、经验公式

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金 (2018GF13)

作者简介: 张金勇, 男, 1982 年生, 博士, 中国矿业大学材料科学与工程学院, 江苏 徐州 221116, E-mail: jyzhang@cumt.edu.cn

“Mo 当量法则”和半经验的“d-电子设计方法”。早期的钛合金设计大都是采用“试错法”、经验公式“Mo 当量法则”确定合金成分。这种合金设计方法需要大量的试验验证,造成人力、物力和资源的浪费,设计周期也较长。为了节约时间,降低合金开发成本,日本学者 Morinaga 和 Abdel-Hady 等人^[20-22]基于 DV-X α Cluster^[23]分子轨道计算,提出了一种新的合金设计理论-d 电子合金设计理论。该理论最初目的是设计低模量的生物医用材料。利用这种理论可以选择合金化元素和预测合金的性能等。后来他们和其他学者^[24]逐步完善了这种合金设计理论,建立了如图 1 所示的半经验的 \overline{Bo} - \overline{Md} 合金设计图。其中 Bo 是结合次数,它表示合金中各元素原子的结合能力;另一个是 d 电子轨道能级 (Md),它与金属元素的原子半径和负电性有关。在实际合金设计中,由于合金元素较多,采用平均 Bo 值 (\overline{Bo}) 和平均 Md 值 (\overline{Md})。在图 1 中,根据合金的 \overline{Bo} 和 \overline{Md} 这 2 个数值可以明显地区分出 α 、 $\alpha+\beta$ 和 β 相区,此外钛合金的变形方式(按发生滑移或孪生变形的难易程度)也可被区分开来。强度高、易加工且塑性好的 β 钛合金一般具有更高的 Bo 值和更小的 Md 值,因为 Bo 值越大固溶强化效果越好, Md 值越小 β 相越稳定。同时,随着 Bo 值和 Md 值的增加, β 钛合金的弹性模量减小。此外,为了合金设计的方便,合金化元素的矢量也同时绘制在此 \overline{Bo} - \overline{Md} 图上。在钛合金中,根据合金化元素对 T_{β} (β 相向 α 相转变温度)的影响,合金化元素被分为 α 稳定元素 (Al, O 和 N 等)、中性元素 (Zr 和 Sn 等) 和 β 稳定元素 (如 V, Mo, Nb, Cr, Fe, Co 和 W 等)^[25]。根据合金化元素的矢量,可以清楚地看出 Ti-M (M 代表合金化元素) 二元合金的成分变化对合金 Bo 值和 Md 值的影响。对于多元合金来说,一旦确定了合金元素及其在 Bo - Md 图中所处的位置,按照矢量和规则就可以很容易地确定相应的合金成分。

在半经验的 \overline{Bo} - \overline{Md} 合金设计图中,有 2 条重要的边界线: Slip/Twin (红的实线) 和 $M_s=RT$ (room temperature) (深黄色的实线)。在这 2 条边界线围成的区域内(阴影区域),合金在变形过程中易产生应力诱发相变和机械孪晶。也就是说当合金成分落在此区域内,合金在塑性变形阶段极有可能发生应力诱发相变引起的塑性变形 (TRIP 效应) 和机械孪晶引起的塑性变形 (TWIP 效应)。因而,在此区域理论上来说最有可能设计出具有 TRIP/TWIP 效应的钛合金。目前,文献[7-13, 18, 19]报道的 TRIP/TWIP 钛合金根据合金化元素添加比例可分为 Ti-Mo 基、Ti-Nb 基、Ti-V/Cr 基等,其 \overline{Bo} 和 \overline{Md} 值基本上都落在 Slip/Twin 和 $M_s=RT$

边界线围成的区域。具体的合金名称和每种合金的 \overline{Bo} 和 \overline{Md} 值、 e/a 和“Mo 当量”详见表 1。

2 TRIP/TWIP 钛合金的力学性能

TRIP/TWIP 钛合金的化学成分由于合金化元素含量高,通常该类合金从高温 β 相区快速冷却(如淬火)到室温,可得到体心立方结构 (bcc) 的 β 相固溶体。此外,在 β 相基体中还会析出少量的淬火态无热 ω 相 (athermal ω)。该 ω_{ath} 的析出有助于应力诱发的 $\{112\}T$ 形成。由于 β 相的机械不稳定性 (mechanical instability) 导致该合金在塑性变形时容易发生 β 相向马氏体 α' 或 ω 转变,产生 TRIP 效应;同时在 β 相基体中产生 $\{112\}T$ 或 $\{332\}T$, 产生 TWIP 效应。目前报道的 Ti-Mo 基、Ti-Nb 基、Ti-V/Cr 基等 TRIP/TWIP 钛合金大都表现出高强度、高塑性和优异的加工硬化行为。其静态加载的力学性能被统计到表 1 中。由此可见,TRIP/TWIP 钛合金普遍表现出高强度(其屈服强度 >480 MPa, UTS >900 MPa)、高塑性(其均匀塑性应变 $\epsilon > 20\%$) 和优异的加工硬化行为(其加工硬化区间 >200 MPa)。该类合金在固溶态所表现出优异的机械性能,归因于该合金在塑性变形过程中产生的 TRIP/TWIP 效应。而传统的 β 型高强钛合金诸如 β -21S、Ti-1023、Ti-153、 β -C、BT22 等^[6], 其强度水平在 $1100 \sim 1250$ MPa, 断裂韧性 K_{IC} 在 $45 \sim 60$ MPa $\cdot\sqrt{m}$, 但其塑性应变 $\leq 15\%$, 加工硬化能力较差。因此,TRIP/TWIP 钛合金似乎克服了传统的 β 型高强钛合金的低塑性和差的加工硬化能力的不足。

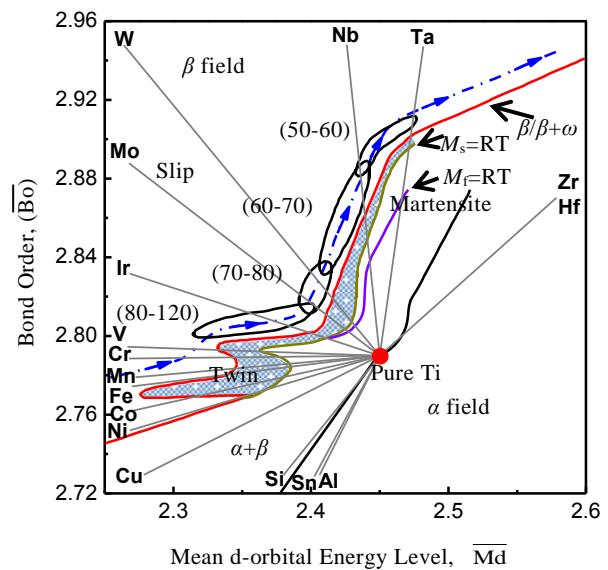


图 1 用于 TRIP/TWIP 钛合金设计 \overline{Bo} - \overline{Md} 图

Fig.1 \overline{Bo} - \overline{Md} map for TRIP/TWIP Ti-alloys design

表 1 TRIP/TWIP 钛合金的力学性能及相关的合金设计参数

Table 1 Mechanical properties and design parameters of TRIP/TWIP Ti-alloys (uEI-Uniform elongation, [Mo]-Mo equivalent)

Alloy	YS/MPa	UTS/MPa	uEI/%	\bar{B}_0	\bar{M}_d	e/a	[Mo]	Ref.
Ti-12Mo	490	950	38	2.807	2.416	4.1274	12	[7]
Ti-9Mo-6W	510	1100	35	2.809	2.417	4.1329	11.64	[8]
Ti-15Mo-0.1O	420	1033	47	2.804	2.4	4.1502	15	[15]
Ti-15Mo-0.2O	680	1100	29	2.796	2.393	4.1385	15	[15]
Ti-7Mo-3Cr	730	1280	36	2.80	2.402	4.1299	11.8	[12]
Ti-12Mo-5Zr	650	1050	34	2.816	2.429	4.1307	12	[14]
Ti-15Mo	504	1020	32	2.812	2.408	4.1618	15	[9]
Ti-3Al-5Mo-7V-3Cr	750	1100	20	2.778	2.356	4.1187	11.49	[13]
Ti-8.5Cr-1.5Sn	580	1257	35	2.786	2.368	4.159	13.6	[10]
Ti-20V-0.034O	512	990	45	2.791	2.336	4.187	13.4	[16]
Ti-20V-0.276O	758	955	22	2.774	2.321	4.1639	13.4	[16]
Ti-6Cr-4Mo-2Al-2Sn-1Zr	670	1158	40	2.779	2.373	4.118	11.6	[11]
Ti-36Nb-2Ta-3Zr	N/A	N/A	N/A	2.861	2.451	4.2128	10.52	[18]

此外，TRIP/TWIP 钛合金不仅能通过调节合金成分优化合金性能，而且固溶态的 TRIP/TWIP 钛合金的性能也可通过热机械处理的方式在基体中析出弥散的第二相或细化基体晶粒得以进一步改善。比如，Sun 等人^[26]对 TRIP/TWIP Ti-12Mo 合金在其等温 ω 相形成区域通过快速热处理的方式在 β 相基体中析出微量的等温 ω 相，使 Ti-12Mo 合金的屈服强度从固溶态的 480 MPa 提高到 730 MPa，而其塑形几乎没有损失（均匀塑形变形应变几乎和固溶态一样 $\epsilon \approx 0.38$ ），其原因是快速热处理后的样品在塑性变形过程中仍然由 TRIP/TWIP 效应主导。再如，Sadeghpour 等人^[27]通过不同的热机械处理方式细化基体晶粒，控制变形过程中的 TRIP/TWIP 效应，从而改善 Ti-4Al-5Mo-7V-3Cr 的机械性能。

3 TRIP/TWIP 钛合金变形机理和组织演变模型

TRIP/TWIP 钛合金的变形产物是应力诱发 ω 相变、SIM α'' 、 $\{332\}T$ 和 $\{112\}T$ 以及位错滑移等。合金在塑性变形过程中 2 种或多种变形产物共存，产生 TRIP/TWIP 效应。下面将分别阐述 TRIP/TWIP 形成机制。

3.1 应力诱发相变

TRIP/TWIP 钛合金中的应力诱发 ω 相一般呈板条状形貌^[7, 8]，与基体 β 相保持严格的相位关系^[28]： $(2\bar{1}\bar{1}0)\omega // (110)\beta$ ， $[000\bar{1}]\omega // [\bar{1}11]\beta$ 。这种应力诱发 ω 相能否形成取决于合金基体 β 相的稳定性，常与

$\{332\}T$ 或 $\{112\}T$ 并存出现。Hanada 等人^[29]在详细研究 Ti-Mo、Ti-V、Ti-Nb 和 Ti-Fe 系合金后，指出通常在 $\{332\}T$ 形成过程中容易伴随着应力诱发 ω 相的转变，但并非所有的 $\{332\}T$ 孪生过程都伴随着应力诱发 ω 相变。Xing^[30]和 Yang^[31]等人在 β 钛合金中都观察到应力诱发 ω 相与 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 孪晶并存，且惯习面为 $\{112\}$ 面。此外，Hsiung 等人^[28, 32]在 Ta 和 Ta-W 合金中也观察到应力诱发 ω 相与 $\{112\}T$ 并存，且它的惯习面也是 $\{112\}$ 面。他们认为这种应力诱发 ω 相的形成过程是通过原子的相对切变，使体心立方晶格结构的 β 相改组为六方晶格结构的 ω 相。这种切变机制与 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 孪生形成机制相似，1 个 $1/2[111]$ 全位错分解为 $1/12[111]$ 、 $1/3[111]$ 、 $1/12[111]$ 3 个不全位错，即 $1/2[111] = 1/12[111] + 1/3[111] + 1/12[111]$ 。3 个不全位错分别在相邻 $(11\bar{2})$ 面上滑移，这种不均匀切变将产生 ω 相，其切变效果与相邻 $(11\bar{2})$ 面分别滑移 $1/12[111]$ 的效果相同。

SIM α'' 是钛合金在变形时由于基体 β 相受外力作用改变了原子间距，造成晶体结构的改变，从而以切变方式转变为 α'' 相，这就是马氏体相的原子切变形成机制。基体 β 相和 SIM α'' 之间保持着严格的晶体学取向关系^[33]，即 $[001]\beta // [100]\alpha''$ 和 $[110]\beta // [001]\alpha''$ 。Kim 等人^[34]指出其形成过程可表述为伴随着 $[001]\beta$ 轴受力收缩， $\beta \rightarrow \alpha''$ 的转变形成了 $[100]\alpha''$ ， $[\bar{1}10]\beta$ 轴膨胀形成了 $[010]\alpha''$ ，而 $[110]\beta$ 与 $[001]\alpha''$ 几乎完全相同。SIM α'' 形成于钛合金变形的弹性阶段会产生超弹或非线弹性现象^[35]，而形成于塑形阶段会产生 TRIP 现象。

当前已发展的 TRIP/TWIP 钛合金^[7, 12, 14]的显微结构分析表明应力诱发 ω 相常被观察在弹-塑性过渡阶段或塑性变形初始阶段, 而在塑性变形中后期这种 ω 相可能转化为孪晶而消失^[7], 它的出现可能有利于变形孪晶的形成, 但其对合金的塑性贡献仍需进一步研究。而 SIM α 的出现却贯穿 TRIP/TWIP 钛合金塑性变形整个过程, 它与变形孪晶一起贡献合金的塑性变形。因此, 在 TRIP/TWIP 钛合金中, 可以认为 SIM α 的出现是产生 TRIP 效应的主要原因。而这种 SIM α 相是基体 β 相通过剪切方式形成的正交结构的相 (空间群为 Cmc₂m (64)), 其剪切模量低于其母相 β 基体, 导致 SIM α 与其周围基体之间存在应变差异。同时, SIM α 在局部微应力约束下具有自调节作用 (self-accommodation)^[34]。因而, SIM α 的产生将缓解局部应力集中, 能够“软化” β 基体^[36], 有利于位错的进一步运动, 与变形孪晶共同作用导致合金具有良好的塑性。

3.2 机械孪晶

TRIP/TWIP 钛合金在固溶态下的结构是体心立方结构 (bcc)。这种钛合金在变形过程中所形成的孪晶除了 bcc 结构材料中最常见的 $\{112\}T$ 类型外, 还有高指数 $\{332\}T$ 类型孪晶。这 2 种类型的孪晶与 β 基体的是完全相同的相, 只是取向不同, 其晶体学取向差为以 $\langle 110 \rangle_{\beta}$ 为轴分别旋转 70.5° 和 50.5° 就可以得到 $\{112\}T$ 和 $\{332\}T$ 。

$\{112\}T$ 可以通过原子剪切形成, 即相邻 $\{112\}$ 原子面依次切动 $1/6\langle 111 \rangle$ (或反方向 $1/3\langle \bar{1}\bar{1}\bar{1} \rangle$) 得到, 对应的切应变为 $1/2$ (或 $\sqrt{2}$)^[37]。对 $\{112\}T$ 形成机制的解释最初是位错极轴机制。Cottrell 和 Bilby^[38]最先解释了 $\{112\}T$ 的形成。他们认为 $1/2[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 位错分解为 1 个不可滑动 $1/3[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ 位错和 2 个可滑动的 $1/6[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 不全位错, 即 $1/2[\bar{1}\bar{1}\bar{1}] = 1/3[\bar{1}\bar{1}\bar{2}] + 1/6[\bar{1}\bar{1}\bar{1}] + 1/6[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 。 $1/6[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 位错在 $(1\bar{2}\bar{1})$ 面上每转一周留下一片单层孪晶并前进一个 $1/6[\bar{1}\bar{2}\bar{1}]$, 这样循环下去就可在 $(1\bar{2}\bar{1})$ 面上形成一定尺度的孪晶。Sleeswyk 等人^[39]从位错分解和能量的角度解释了 $\{112\}\langle 1\bar{1}\bar{1} \rangle$ 孪生最容易发生 bcc 结构的原因。后来 Pineau 等人^[40]提出更为简单可行的 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 孪生机制。1 个 $1/2[111]$ 全位错分解出 3 个 $1/6[111]$ 不全位错, 即 $1/2[111] = 1/6[111] + 1/6[111] + 1/6[111]$ 。这 3 个 $1/6[111]$ 不全位错分别在相邻的 3 个 $(11\bar{2})$ 面滑移形成一个 3 层原子的微孪晶, 双交滑移使得孪晶不断增厚, “带状位错”滑移使得孪晶面积扩大。

$\{332\}$ 类型的孪晶是 β 型钛合金变形过程中一种独特的非密排面以及非密排方向的孪生方式。事实上,

这种孪晶在纯 Mo、Zr 合金以及纯铁或低碳钢在动态冲击加载过程中被观察到。有关 $\{332\}T$ 的形成机制依据文献报道^[41, 42]目前主要有以下 4 种观点。一是切变和重组机制。早期 Crocker^[43]在研究马氏体孪晶时认为通过原子的剪切和重组在马氏体内可形成一种孪生机制, 从理论上预测了 $\{332\}T$ 形成的可能性。随后 Richman^[44]在此基础上提出更加具体的 $\{332\}T$ 的结构模型, 指出 $\{332\}T$ 是通过原子的切变和重组机制形成的, 即其中一半的原子需要通过重组才能形成 $\{332\}T$ 。二是 $\beta \rightleftharpoons \alpha$ 马氏体机制。Greer 等^[45]认为在外力加载作用下 β 基体首先转变为 SIM α , 外力卸载的时候 SIM α 逆转变为 β 相, $\{332\}T$ 由此产生在 $\beta \rightleftharpoons \alpha$ 的区域中, 该孪晶的产生是这种正逆相变转换过程的结果。Castany^[46]和 Lai^[18]等通过试验也证实了 $\{332\}T$ 形成在 $\beta \rightleftharpoons \alpha$ 相变过程中。三是位错机制。Kawabata 等^[47]和 Litvinov 等^[48]相继提出了位错模型来解析 $\{332\}T$ 孪生机制, 他们认为是全位错的滑移与随后原子重组的协同作用下产生了 $\{332\}T$ 。四是晶格不稳定机制。Tobe 等^[49]研究发现, β 晶格的不稳定性所导致的晶格调制结构对于 $\{332\}T$ 的形成起着至关重要的作用。因此, TRIP/TWIP 钛合金中 $\{332\}T$ 的本质和形成机制仍不明确, 有待进一步研究。

3.3 组织演变模型

TRIP/TWIP 钛合金在塑性变形过程中会出现应力诱发相变 (stress-induced phase transformation)、机械孪晶 (mechanical twinning) 和位错滑移 (dislocation slip) 2 种或多种变形机制共存。Sun 等人^[7]在详细研究了 Ti-12Mo 合金早期变形机理, 建立了如图 2 所示的组织演化模型。Ti-12Mo 合金在固溶态下组织是 β 相和少量的淬火 ω 相。在弹-塑性过渡阶段会产生应力诱发 ω 相。在塑性变形 Stage II 阶段, 应力诱发的马氏体 α 和 $\{332\}T$ 同时产生在 β 相基体中 (称之为初生 SIM α 和初生 $\{332\}T$)。随着应变的增加, 初生 SIM α 和初生 $\{332\}T$ 不断的增殖和长大, 同时在初生 $\{332\}T$ 内部也发现新的应力诱发的马氏体 α 和 $\{332\}T$ (称之为次生 SIM α 和次生 $\{332\}T$)。而 Gao 等人^[12]在研究 Ti-7Mo-3Cr 合金时发现该合金的变形产物更复杂, 建立了如图 3 所示的组织演化模型。在 $\epsilon=1.3\%$ 时, 部分 β 晶粒受力参与变形, 在其内部出现不同尺度的初生 $\{332\}T$ 和 $\{112\}T$; 在 $\epsilon=5\%$ 时, 所有晶粒参与变形, 初生 $\{332\}T$ 和 $\{112\}T$ 内部产生次生 SIM α , 同时初生 $\{332\}T$ 内部还出现次生 $\{112\}T$, 此外还有初生 SIM α 产生于 β 相基体中; 在 $\epsilon=16\%$ 时, 初生的 SIM α 、 $\{332\}T$ 和 $\{112\}T$ 继续形成和生长, 次生的 SIM α 和 $\{112\}T$ 也不断的增殖和长大, 最后把晶粒分割成极其

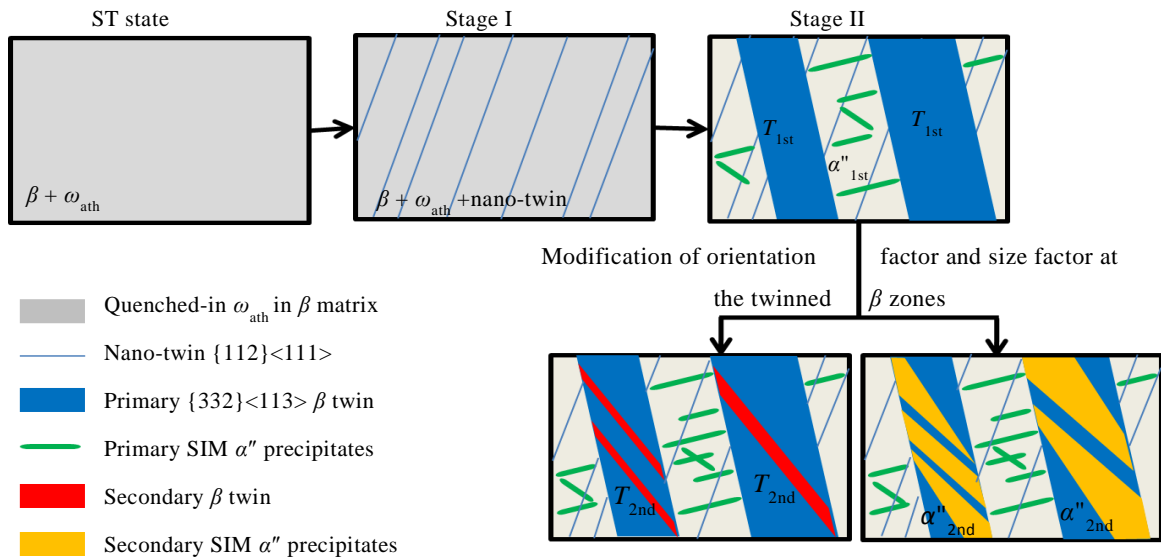


图 2 Ti-12Mo 合金在早期塑性变形过程中的组织结构演化模型

Fig.2 Schematic illustration of the microstructure evolution of the Ti-12Mo alloy when deformed in tension^[7]

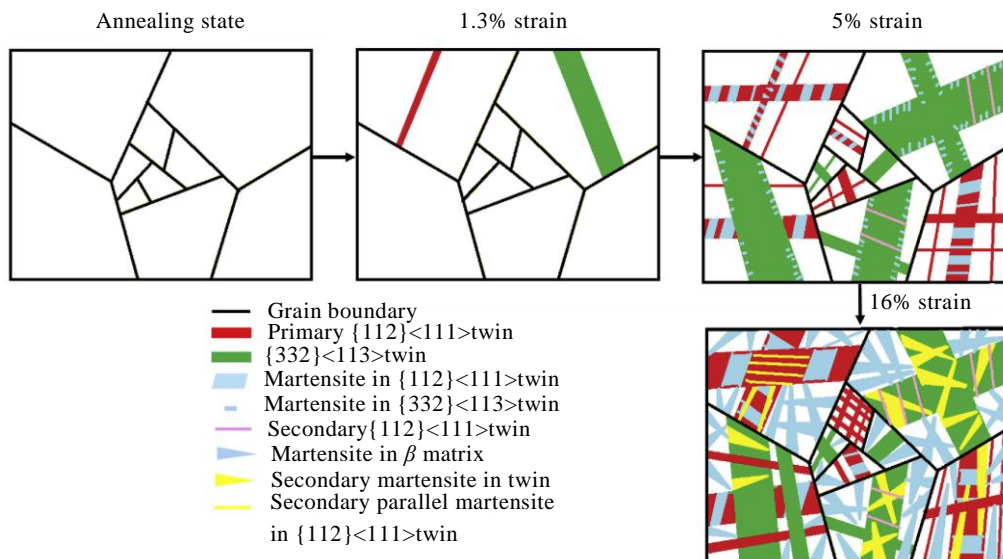


图 3 Ti-7Mo-3Cr 合金在应变 $\epsilon=0\% \sim 16\%$ 变形阶段的组织结构演化模型

Fig.3 Schematic illustration of the microstructural evolution of the Ti-7Mo-3Cr alloy with an increase of strain^[12]

复杂的网状结构。正是由于这些应力诱发相变和机械孪晶同时绵绵不断的产生，使合金的基体发生动态结构细化产生，缩短位错的平均自由程，引起动态的 Hall-Petch 效应^[50]，造成合金的基体不断的强化；同时晶粒及其内部产生的变形产物在外力的作用下发生不断的扭转，应力诱发相变和机械孪晶互相影响，使得原来处于不利取向的位错滑移转变为有利取向，进一步激发位错滑移，维持塑性变形继续进行。总之，TRIP/TWIP 效应的综合作用使得该类合金表现出高强高塑性和优异的加工硬化行为。

4 结束语

TRIP/TWIP 钛合金在固态下具有高强高塑性，优异的冷加工性能和加工硬化行为，类似 TRIP/TWIP 钢，表现出优异的抗冲击性能和深冲成形能力，有望成为轻质、高强、高塑、耐蚀的新一代钛合金，被应用在高性能材料领域。然而该类合金的固溶热处理条件比较苛刻，既要求高温又要求高真空，这将会给该类钛合金在实际的工业生产中增加成本和技术难题，亟需学者们对其热机械加工工艺进一步完善和改进。

致谢: 作者感谢 F. Prima 和 Fan Sun 教授 (PSL Research University, Chimie ParisTech-CNRS, Institut de Recherche de Chimie Paris (UMR 8247), 75005 Paris, France) 给予的建议。

参考文献 References

- [1] Williams J C, Starke Jr E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- [2] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [3] Grosdidier T, Philippe M J. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2000, 291(1-2): 218
- [4] Hanada S, Izumi O. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1987, 18(2): 265
- [5] Zhang Weina (张维娜), Liu Zhenyu(刘振宇), Wang Guodong (王国栋). *Engineering Sciences*(中国工程科学)[J], 2014, 16(1): 40
- [6] Zhang Jinyong(张金勇), Li Jinshan(李金山), Chen Zheng(陈正) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2018, 47(9): 2787
- [7] Sun F, Zhang J Y, Marteleur M *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(17): 6406
- [8] Sun F, Zhang J Y, Marteleur M *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 94(1): 17
- [9] Min X, Emura S, Meng F *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 102 (6): 79
- [10] Brozek C, Sun F, Vermaut P *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 114(15): 60
- [11] Ren L, Xiao W, Ma C *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 156: 47
- [12] Gao J, Huang Y, Guan D *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 152(15): 301
- [13] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 145(3): 104
- [14] Zhang J, Li J, Chen G *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 139: 421
- [15] Min X, Bai P, Emura S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684(1): 534
- [16] Wang X, Li L, Xing H *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 96(2): 37
- [17] Yang Y, Li G P, Cheng G M *et al. Applied Physics Letters*[J], 2009, 94: 061 901
- [18] Lai M J, Tasan C C, Raabe D. *Acta Materialia*[J], 2016, 111(1): 173
- [19] Zhan H, Zeng W, Wang G *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 107(10): 34
- [20] Morinaga M, Yukawa N, Maya T *et al. Sixth World Conference on Titanium III*[C]. Cannes (France): Edition de Physique, 1988: 1601
- [21] Abdel-Hady M, Fuwa H, Hinoshita K *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 57(11): 1000
- [22] Abdel-Hady M, Hinoshita K, Morinaga M. *Scripta Materialia*[J], 2006, 55(5): 477
- [23] Morinaga M, Adachi H, Tsukada M. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 1983, 44(4): 301
- [24] Kuroda D, Niinomi M, Morinaga M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 24(1-2): 244
- [25] Lütjering G, Williams J C. *Titanium(Engineering Materials and Processes)*[M]. Manchester, UK: Springer, 2003: 1
- [26] Sun F, Zhang J Y, Vermaut P *et al. Materials Research Letters*[J], 2017, 5: 547
- [27] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 731(7): 465
- [28] Hsiung L M, Lassila D H. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(20): 4851
- [29] Hanada S, Izumi O. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 1986, 17(8): 1409
- [30] Xing H, Sun J. *Applied Physics Letters*[J], 2008, 93: 031 903
- [31] Yang Y, Wu S Q, Li G P *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58 (7): 2778
- [32] Hsiung L M, Lassila D H. *Scripta Materialia*[J], 1998, 38(9): 1371
- [33] Duerig T, Albrecht J, Richter D *et al. Acta Metallurgica*[J], 1982, 30(12): 2161
- [34] Kim H Y, Ikehara Y, Kim J I *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(9): 2419
- [35] Zhang J Y, Sun F, Hao Y L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 563(15): 78
- [36] Zhang J Y, Li J S, Chen Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 699(30): 775
- [37] Wu Songquan(吴松全), Yang Yi(杨义), Li Geping(李阁平) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52: 249
- [38] Cottrell A H, Bilby B A. *Philosophical Magazine*[J], 1951(42): 573
- [39] Sleswyk A. *Philosophical Magazine*[J], 1963, 8(93): 1467
- [40] Pineau A, Benzerga A Amine, Pardoën T. *Acta Materialia*[J], 2016, 107: 508
- [41] Chen Bin(陈斌), Sun Wei(孙威), Zhao Jie(赵颀) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2017, 45: 111
- [42] Min Xiaohua(闵小华), Xiang Li(向力), Li Mingjia(李明佳) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54: 1262

- [43] Crocker A. *Acta Metallurgica*[J], 1962, 10(2): 113
46(8): 2705
- [44] Richman R. *Deformation Twinning*[M]. New York: Gordon and Breach, 1964: 237
- [45] Greer A L, Cheng Y Q, Ma E. *Materials Science and Engineering R: Reports*[J], 2013, 74(4): 71
- [46] Castany P, Yang Y, Bertrand E *et al. Physical Review Letters*[J], 2016, 117(24): 1
- [47] Kawabata T, Kawasaki S, Izumi O. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(8): 2705
- [48] Litvinov V S, Rusakov G M. *The Physics of Metals and Metallography*[J], 2000, 90: 96
- [49] Tobe H, Kim H Y, Inamura T *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 64: 345
- [50] Min X, Chen X, Emura S *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 69(5): 393

Progress of Metastable β Titanium Alloy with Transformation-induced Plasticity and Twinning-induced Plasticity

Zhang Jinyong^{1,2}, Chen Guanfang¹, Zhang Shuai¹, Zhao Congcong¹, Chen Zheng^{1,2}, Shen Baolong¹

(1. China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

(2. The Jiangsu Province Engineering Laboratory of High Efficient Energy Storage Technology and Equipment, Xuzhou 221008, China)

Abstract: The progress of metastable beta titanium alloys with TWIP/TRIP effect (TRIP: transformation induced plasticity; TWIP: twin induced plasticity, twin induced plasticity) is reviewed. The alloy-design ideas of TWIP/TRIP titanium alloy are described. The members in TWIP/TRIP titanium alloy family and their mechanical properties developed in recent years are introduced. The deformation products during plastic process and their corresponding formation mechanism are discussed. Finally the possible problems encountered in development of TWIP/TRIP Ti-materials are also presented.

Key words: metastable titanium alloy; TRIP/TWIP effects; alloy design; mechanical properties; deformation mechanism

Corresponding author: Chen Zheng, Ph. D., School of Material Science and Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, P. R. China, Tel: 0086-516-83897715, E-mail: chenzheng1218@163.com