

钛合金中马氏体相变的变体选择和组织特征研究进展

传凯洋, 张崇乐, 张金钰, 刘刚, 孙军

(西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘要: 在钛合金实际生产和加工中, 由于各种因素的存在, 马氏体相变过程中往往会发生变体选择。变体择优取向行为使得组织中 α'/α'' 晶体取向偏离了理论上的等概率分布, 进而影响材料的各向异性和力学性能。研究表明, 淬火 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变有弱变体选择特征, 应力诱发 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变常常出现强变体选择效应且总是倾向于适应最大外应力的方向发生。与此同时, α'/α'' 马氏体微观组织中经常观察到多个变体聚集在一起形成三角形、V形、Z型、梯形和平行簇等特殊的特征形貌, 这种自调节结构的出现是引起变体选择效应的重要原因之一。本文系统阐述了马氏体相变的特点和形成机制, 揭示和归纳了变体选择的本质以及影响变体选择的因素; 结合马氏体现象学理论、变体间界面统计等方法, 解析和总结了伴随变体选择效应发生的马氏体自调节组织形成机制以及界面分布规律, 最后指出了目前存在的问题和挑战以及今后的研究重点。

关键词: 马氏体相变; 变体选择; 自调节

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)04-1090-12

1 引言

钛合金中的马氏体相变作为关键固态相变之一^[1], 在先进钛合金显微组织设计与性能调控中发挥着重要作用。作为亚稳相的马氏体不仅可以介导 α 相的析出^[2], 也可以利用相变诱导塑性(TRIP效应)提高合金的塑性和加工硬化能力^[3], 或者通过马氏体相诱发合金的超塑性变形(SPD)^[4]。除此之外, 马氏体相变还可能会使合金展现出一些特殊的性能, 如形状记忆效应^[5-8]和超弹性^[8-9]等。基于上述性能特点, 研究者们利用马氏体相变开发了许多具有“高强-高塑”等优异力学性能匹配的钛合金^[10-11], 体现出马氏体相变工程化应用的巨大潜力。

钛合金的生产加工中要尽可能地抑制变体选择效应的发生, 主要原因为变体选择现象会打破马氏体组织的空间均匀性分布特征, 诱发晶体学取向的择优分布(组织化), 进而导致材料性能的显著各向异性。结构材料中不发生变体选择或弱变体选择下的均匀组织, 可以在变形过程中将应力有效地分配到不同的界面, 从而避免应变局域化现象^[12]。但是理论研究表明, 马氏体各变体均匀形核所要求的晶粒尺寸远小于发生变体选择形成的晶粒尺寸^[13], 而钛合金的 β 母相晶粒尺寸难以细化, 这使得变体选择现象不可避免。此外, 研究人员在马氏体微观组织中也观察到了一些特殊的形貌特征, 比如三角形^[14-15]、V形^[15-16]、四边形^[17]和Z形^[18]等多种特殊

的自调节簇, 这种自调节结构的出现被 Beladi 及 Zhang 等^[1, 19]认为是引起变体选择效应的重要原因之一。相较于 $\beta \rightarrow \alpha$ 扩散相变的取向分布及其变体选择效应^[13, 20-25], 钛合金中关于马氏体相变变体选择和其组织特征的研究仍然较少。因此, 阐明马氏体的变体选择和微观组织特征对钛合金成分设计以及生产过程中热加工参数的制定具有重要的指导意义, 可优化合金微观结构从而获得预期的力学性能。

为深入理解马氏体相变的变体选择现象, 本研究首先简要介绍马氏体相变的特征以及马氏体的形成机制, 阐明钛合金马氏体相变中无扩散切变 $\beta \rightarrow \alpha'$ 和应力诱导 $\beta \rightarrow \alpha''$ 2种模式的本质差异。其次介绍和阐述马氏体相变过程中变体选择效应和调控规律; 进一步从自调节结构和变体界面特性2个角度总结和解析合金微观组织特征, 引出“变体组织—界面分布—宏观性能”之间的相互影响规律。最后, 面向利用马氏体相变提高合金综合力学性能的实际需求, 对马氏体的变体选择以及相关研究进行了总结和展望。

2 马氏体相变

钛合金可通过快速冷却(如淬火)或应力作用下引入马氏体相, 其相变类型在很大程度上取决于化学成分相关的 β 相稳定性, 可形成密排六方结构马氏体 α' 或正交结构马氏体 α'' 。动力学特点是无孕育期, 转变速度非常

收稿日期: 2025-04-15

基金项目: 国家自然科学基金(52441407, 52431006); 陕西省科技创新团队计划(2024RSCXTD-58)

作者简介: 传凯洋, 男, 2001年生, 硕士生, 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049, 电话: 029-82668610, E-mail: kaiyangchuan@stu.xjtu.edu.cn

快,形核在瞬间长大。马氏体相变属于一级相变,并且是无扩散相变,在切变过程中便可完成晶体重构,这种剪切转变过程被认为是通过激活以下剪切系统来实现的^[4]: β 晶格中的 $[111](11\bar{2})$ 和 $[111](\bar{1}01)$ 或 α 晶格中的 $[2\bar{1}\bar{1}3](\bar{2}112)$ 和 $[2\bar{1}\bar{1}3](\bar{1}011)$,也可以通过 $\{111\}$ 和 $\{112\}$ 平面的孪生系统完成。

按照晶体结构的分类方法,钛合金中的马氏体一般分为4种类型^[26],工业中常见的是 α' 和 α'' 马氏体。 α' 马氏体可分为片状无孪晶的 $\{334\}$ 型和具有高密度位错、层错及孪晶的锯齿形 $\{344\}$ 型六方马氏体,均同母相之间近似保持BORs关系 $(0001)_{\alpha'} // (110)_{\beta}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha'} // \langle 111 \rangle_{\beta}$,如图1所示。 α'' 为斜方马氏体,与母相的关系为 $(001)_{\alpha''} // (110)_{\beta}$, $[110]_{\alpha''} // [111]_{\beta}$,常出现在含有较高 β 稳定元素的二元合金中,如Ti-V、Ti-Mo等。

本工作内容主要涉及到2种不同形成过程的马氏体。一种是淬火马氏体。淬火马氏体是合金冷却过程中,冷却速率足够高时形成的。淬火过程时间短,元素扩散不充分, β 相不足以转变为 α 相,但晶体结构发生了变化,形成六方晶格(α')或正交晶格(α'')。其中淬火温度和冷却速率等因素显著影响马氏体的形成^[26]。Ahmed和Rack^[27]使用了修正的Jominy程序,定量研究了冷却速率

对Ti-6Al-4V钛合金中马氏体相变的影响,发现当冷却速率超过410 °C/s时才会形成完全的马氏体结构。李长富等人^[28]探究了固溶温度对Ti-4Al-0.5Mo合金的相组成,其研究表明在相变点以上温度淬火可获得hcp结构 α' 马氏体;在相变点以下的温度910 °C,淬火后斜方 α'' 马氏体出现,并在一定的温度范围内与 α' 马氏体共存;当在远低于相变点的温度800 °C下淬火时, α'' 马氏体消失,合金由 α 和 β 相构成。

另一种是应力诱导马氏体(SIM)。在应力(包括内应力和外加应力)的作用下,将亚稳 β 相转变为马氏体,发生马氏体相变,称为应力诱导马氏体相变。值得注意的是,淬火时形成的马氏体有时也是由于内应力作用的结果^[26]。一般来说,钼当量值在12wt%左右的 β 钛合金在室温下可以形成应力诱导的 α'' 马氏体^[29]。影响应力诱导马氏体相变的因素有很多,例如 β 相的晶粒尺寸^[30-32]、 β 相的稳定性^[33-34]、应变速率^[35-36]和热处理温度^[34]等。应力诱导马氏体的出现是许多合金塑性变形过程中一种良好的变形模式,导致了相变诱导塑性(TRIP)效应,并且还可以提高TC4等合金的断裂韧性^[2]。许多研究人员利用TRIP效应使合金在塑性变形时保持较高的加工硬化率,从而改善了强度-延性的协调^[37-42]。

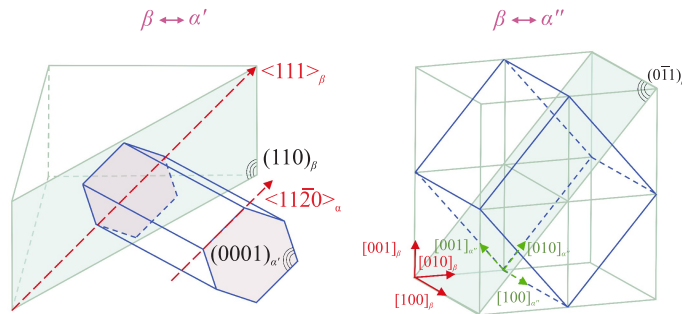


图1 β 相与 α'/α'' 马氏体相的晶体学关系

Fig.1 Crystallographic relationship between β phase and α'/α'' martensite phase^[26]

合金成分会显著影响马氏体相的转变机制和产物。 β 稳定元素的添加,例如Fe、Cr、Mo、V、Nb、Ta、W等,会降低马氏体的起始温度和转变临界速率^[4],使得更多的 β 相被保留到室温,从而抑制淬火马氏体相变。基于此,针对不同的 β 稳定元素,阻止淬火马氏体形成所需的最小浓度被定义为 β_d ,Ti与不同元素的二元合金系统的 β_d 值^[3]见表1。从热力学上来说,控制马氏体形成的关键因素是化学驱动力,即 $\Delta g_{ch} = g_{\beta} - g_{\alpha}$, g_{β} 和 g_{α} 分别是 β 相和马氏体产物的吉布斯自由能。当元素浓度超过 β_d ,由于 Δg_{ch} 太低无法克服阻碍转变过程的能量项,例如弹性应变能和界面能,从而抑制马氏体转变^[3]。值得注意的是,仅从合金成分和热力学的角度考虑不能完全解释马氏体的转变抑制现象,马氏体相变也有可能因为晶体学上缺乏合

表1 二元钛合金马氏体转变的临界浓度

Table 1 Critical concentration β_d of martensite transition in binary Ti alloys^[3]

Binary system	wt%	at%
Ti-Fe	3.5-4.6	3-4
Ti-V	16-20	15.2-19
Ti-Mo	14-16	7.5-8.7
Ti-Cr	5.6-7.4	5.2-6.85
Ti-Zr	100	100
Ti-Ta	72-76	40-45
Ti-Nb	40-42.5	25.7-27.8
Ti-W	29.9-32.2	10-11
Ti-Os	7.5-10.9	2-3

理的剪切系统适应不变平面应变(IPS)^[3]以及其它原因被抑制。 β 稳定元素的含量显著影响马氏体的转变机制,当 β 稳定元素含量较少时,马氏体可以通过高温相快速冷却的方式形成,如图2所示;当 β 稳定元素浓度被增加到临界分数 β_d 以上时,马氏体只能在变形后形成(即应力诱发马氏体);当继续增加 β 稳定元素的含量,马氏体无论在高温淬火还是应力诱导的方式下都不能形成。此外, β 稳定元素的含量还可影响马氏体产物类型^[2],对Ti-Mo二元系合金^[43]来说,随着Mo含量添加到4wt%,马氏体相变产物从六方马氏体转变为斜方马氏体;当Mo含量增加到10wt%时,组织完全为保留到室温的 β 相。

3 变体选择

诱发马氏体相变的外在条件一般是温度或者应力,相变过程中马氏体和母相一般会形成一定的取向对应关系,即BORs关系。从能量的角度来说,满足取向关系的不同变体所造成的系统能量变化是完全相同的,因此不同变体等概率出现,并且最终所占的体积分数应当相同。但是实际情况中,会出现一个晶粒中只有少数几个变体容易形成的现象,这些特定变体的形成使系统能量降低更多,即发生了变体选择效应。

合金微观组织中马氏体变体的形态、类型、分布以及体积分数等,均会影响合金的力学性能和变形机制^[44-45]。例如Zhang等人^[29]研究Ti-19Nb-1.5Mo-4Zr-8Sn发现,晶粒在变形过程中被不同取向的平行变体簇划分成区块,这些区块的边界可以有效地阻止位错滑移和变形孪晶带的产生,致使样品硬度随着样品变形增大而增加。Rastogi等人^[46]在研究Ti-10V-2Fe-3Al合金中应力诱导马氏体相变时发现,相交形态马氏体变体的出现显著阻碍位错运动、促进了微孔成核,从而导致了样品的最终断裂。显然,马氏体中的变体选择不仅影响了合金的力学性能,也影响了合金强韧化和损伤断裂行为。除此之外,变体体积分数和出现概率与理论值的不同,往往使得组

织中出现织构,损害合金的力学性能。因此,研究钛合金热加工和热处理过程中的变体选择效应和变体组织的分布特征对力学性能的调控十分重要。

3.1 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变

理论上,一个 β 晶粒可以产生12个 α 或 α' 的变体^[47],如表2所示。与 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变相比, $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变过程发生变体选择的程度较弱。Stanford等人^[48]研究了钛合金Ti-6Al-4V中的马氏体组织,通过马氏体组织的EBSD测试表明,尽管在每个先前的 β 相晶粒中,12个 α' 的变体都形成了,但是变体的出现频率与等概率计算的值明显不同,这说明在马氏体转化过程中发生了显著的变体选择。SiC/Ti-6Al-4V复合材料经过高温淬火,在结构中仅明显观察到3种变体^[49]。DeMott等人^[50]研究了3种3D打印方法制造的Ti-6Al-4V样品的变体选择现象和组织演化,发现不同打印方法影响马氏体的变体选择,Dehoff扫描方法得到的结果与传统的合金相同;线性扫描打印模式得到的变体选择现象被认为是在分解过程中某些变体优先增长的结果;随机扫描打印模式得到的结果取决于先前的 β 晶界。Zhang等人^[19]发现逐层激光增材制造的TC21钛合金马氏体相表现出较弱的变体选择趋势。上述研究表明,无论是传统铸造还是新兴的3D打印方法,钛合金中 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变过程中均存在较弱的变体选择现象。

冷却速率是影响 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变过程中变体选择程度的关键因素。Beladi等^[1]研究了Ti-6Al-4V合金通过扩散和原子迁移形成的2种微观组织的转变机制,绘制了(0002)极图,发现马氏体中存在2种优选的织构,(90, 90, 0)织构强度是随机强度的7.8倍,(90, 30, 0)织构强度是随机强度的5.5倍;慢冷形成的织构也有和马氏体相似的成分,只是强度不同。Zhang等人^[51]的研究也表明随着冷却速率的降低, $\beta \rightarrow \alpha'$ 转变过程的变体选择效应会更强烈。Yang等人^[52]研究了不同冷却介质对商业纯钛 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变微观组织和结构的影响,测试了液氮、水冷、空冷和炉冷等多种冷却条件,液氮淬火和水冷后的合金微观组织

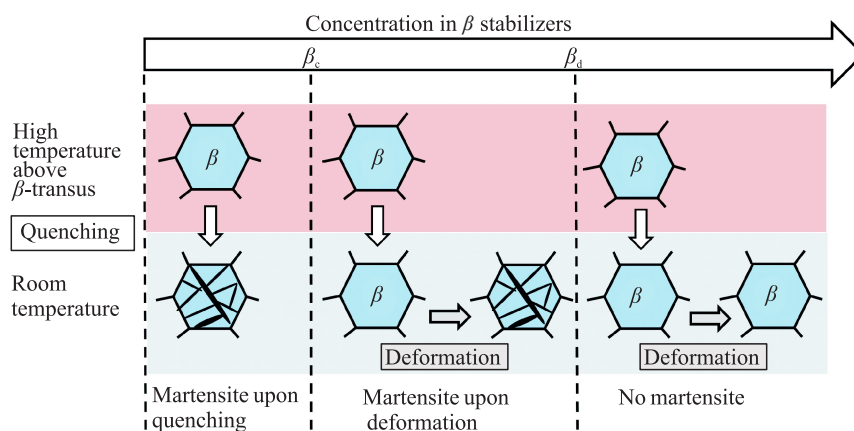


图2 二元钛合金系统的相转变

Fig.2 Phase transitions in binary Ti systems^[3]

组织较为分散,而炉冷后的微观组织组织呈现出较强的变体选择。Semiatin等^[53]也提到,快速冷却比缓慢冷却的变体优先选择程度更小,很可能是由于与高过饱和度有关的大且均匀的化学驱动力,高的过饱和度倾向于促进每个 β 晶粒内的 α/α' 变体的均匀成核。Farabi等人^[54]认为快速冷却削弱了不同变体之间的相变驱动力差异,促进满足BORs关系的不同变体在给定的 β 晶粒中全部形成。综上,随着冷却速率的降低, $\beta \rightarrow \alpha'/\alpha$ 转变过程的变体选择效应也随之变强, $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变过程中变体选择比 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变更弱且不易检测。因此,提高冷却速率是通过抑制变体选择来削弱组织的有效方法。

除冷却速率之外,母相界面可对变体选择产生影响。一般来说, β 母相晶界是形成马氏体的良好形核位点。 β 晶粒边界两侧形核的马氏体层一般具有不同的取向,但在一些局部位置发现晶界两侧的马氏体层也有较为接近的取向^[1]。在 β/β 晶界两侧形核并且共享一个共同的 $(110)_\beta$ 极的 α/α' 变体具有相同的 (0001) 极,同时和两侧 β 晶粒均保持BORs关系,这种特殊边界上有限的变体选择导致了组织记忆效应或促进了某些组织特征的形成^[54]。

需要说明的是, α 相与 α' 的晶体结构完全相同,因此其变体选择的机制也有一定的相似性, α 相变体选择的相关研究成果也可以为 α' 变体选择研究提供借鉴意义。

3.2 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变

正交马氏体 α'' 在相变过程中一般会产生6种变体,见表3和图3。一般情况下,热诱导(淬火)的马氏体相变会等概率地产生6种变体,不发生变体选择效应^[34-55]。例如对于 α'' 马氏体不太稳定的 β 钛合金,在快速冷却时发生 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变,淬火 α'' 的6种不同变体在相同的 β 晶粒

中可以等概率产生,并进一步通过产生 $\{111\}_{\alpha''}$ I型孪晶, $\langle 211 \rangle_{\alpha''}$ II型孪晶或 $\{011\}_{\alpha''}$ 复合孪晶来使得不相容应变最小化^[56-57]。

由于应力场和应力诱导 α'' 形成过程中转化应变的相互作用,应力诱导 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变(SIM)中常常会发生变体选择^[58]。例如,研究人员在 β Cez合金中观察到了应力诱导 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变过程中强烈的变体选择效应^[59]。此外,Pionnier等人^[60]对Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe样品马氏体相变进行了研究,通过马氏体织构模拟极图和实验极图的对比,发现实验极图中密集的区域比模拟组织的区域要少,实验极图中(020)在RD方向上密集且在中心分布较少,(002)密集分布在接近ND的方向上,(200)主要集中在中心区域;而模拟出的织构极图则较为复杂,因此可以证明在应力作用下马氏体相变过程中发生了变体选择。Dong等人^[61]研究了Ti-7333钛合金在单轴压缩状态下应力诱导马氏体的变体选择,通过EBSD等手段表征发现组织中主要出现了V4和V5 2个变体,且V4变体的数量远大于V5。

值得说明的是,并不是所有的马氏体变体都符合以下6种关系。Ma等^[62]分析了Ti-10V-2Fe-3Al合金在室温下的压缩变形行为,发现 β 相与 α'' 的V5变体之间的关系不满足表3和图3中所列的取向关系,原因可能是V5变体形成在V2变体边缘部分,在此过程中界面旋转来保持共格性,从而发生了晶体取向的变化,这与Gao等人^[18]的研究相一致。样品中这种不符合典型取向关系的马氏体的体积分数有限,对宏观尺度上观察到的变体选择影响不大。

在相变过程中,能够通过自身的转化应变来适应最大应力的马氏体变体将形核和生长,这导致应力诱导马

表2 由 β 和 α/α' 晶体关系得出的12个变体及其变体间界面类型

Table 2 12 variants and their inter-variant interface types derived from the β and α/α' crystal relationships^[47]

Variant			Inter-variant boundary	
Variant	Parallel plane	Parallel direction	Boundary type	Misorientation (angle/axis)
V1	$(101)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[11\bar{1}]_\beta \parallel (110)_\alpha$	1	LAGB
V2	$(101)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta \parallel (110)_\alpha$		
V3	$(110)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[1\bar{1}1]_\beta \parallel (110)_\alpha$	2	$60^\circ[11\bar{2}0]$
V4	$(110)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta \parallel (110)_\alpha$		
V5	$(01\bar{1})_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel (110)_\alpha$	3	$60.83^\circ[\bar{1}.377\bar{1} 2.377 0.359]$
V6	$(01\bar{1})_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[\bar{1}11]_\beta \parallel (110)_\alpha$		
V7	$(10\bar{1})_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[1\bar{1}1]_\beta \parallel (110)_\alpha$	4	$63.26^\circ[\bar{1}0 5 5 \bar{3}]$
V8	$(10\bar{1})_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel (110)_\alpha$		
V9	$(011)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[1\bar{1}1]_\beta \parallel (110)_\alpha$	5	$90^\circ[1 \bar{2}.38 1.38 0]$
V10	$(011)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[11\bar{1}]_\beta \parallel (110)_\alpha$		
V11	$(1\bar{1}0)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[11\bar{1}]_\beta \parallel (110)_\alpha$	6	$10.53^\circ[0 0 0 1]$
V12	$(1\bar{1}0)_\beta \parallel (001)_\alpha$	$[111]_\beta \parallel (110)_\alpha$		

表3 由β和α''晶体关系得出的6个变体(CV)

Table 3 Six variants derived from the β and α'' crystal relationships^[15]

Variant	{100} _{α''}	{010} _{α''}	{001} _{α''}
V1	{100} _β	{011} _β	{0 $\bar{1}$ 1} _β
V2	{100} _β	{0 $\bar{1}$ 1} _β	{0 $\bar{1}\bar{1}$ } _β
V3	{010} _β	{101} _β	{10 $\bar{1}$ } _β
V4	{010} _β	{10 $\bar{1}$ } _β	{ $\bar{1}$ 0 $\bar{1}$ } _β
V5	{001} _β	{110} _β	{ $\bar{1}$ 10} _β
V6	{001} _β	{ $\bar{1}$ 10} _β	{ $\bar{1}\bar{1}$ 0} _β

氏体相变变体选择总是倾向于适应最大外应力的方向发生,从而决定了马氏体的织构特征^[56,58]。例如,Bertrand等人^[5]通过对Ti-25Ta-20Nb形状记忆合金的变形孪晶研究发现,变体选择倾向于使斜方马氏体孪晶与施密特因子最高的β孪生变体相一致。Ti-Nb-Sn合金变形过程中{031}_{α''}和{122}_{α''}纤维的优先形成也与这些马氏体变体的转化应变更大有关^[63]。Dong等人^[61]通过后续的SF因子分析发现,择优出现的变体在{112}/<111>的剪切系统上具有较高的施密特因子,能够最大限度地适应外部应力,从而使系统的弹性能最小化。

除此之外,Xiao等人^[64]通过透射电镜观察和有限元模拟,研究了亚稳态钛合金Ti-10V-2Fe-3Al在复杂应变/应力场下马氏体转变的变体选择,在给定加载方向的情况下,可以使用IW和SF判据来预测马氏体的变体选择,与实验结果吻合良好。2种判据计算如下:

$$IW = \sum \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} = \text{trace}(\sigma^T \varepsilon) = \text{trace}(\sigma^T (F-I)) \quad (1)$$

$$SF = \cos\gamma \cdot \cos\theta \quad (2)$$

式中,IW(MPa)是指IW是指通过外部加载到相变所做的功。SF可以用于评估最有利的α''变体,可以通过Bowles和Mackenzie理论预测惯析平面和剪切方向从而计算得到SF,其中γ和θ分别为载荷方向与滑移平面和滑移方向的夹角^[61]。从马氏体变体选择的角度来说,从IW和SF 2种角度解释其实是等价的,但IW判据在复杂剪切情

况下更为合适,SF只是IW判据在简单剪切条件下的一种特殊情况^[64]。

从成分设计和加工工艺考虑,影响应力诱发α''马氏体形态、取向关系和变体形成次序的因素有外加载荷类型、应力量、合金成分等^[29,56,65]。这些因素从微观结构和机理上分析的本质原因是,马氏体变体的选择受到了转变机制的晶体学约束、相关的转变能和改变母体β相状态的外加变形、界面以及晶体缺陷的强烈影响^[66-68]。影响β-α''相变变体选择的因素具体有:

(1)外加载荷类型:Gao等人^[18]通过研究新开发的亚稳态β钛合金Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al在室温拉伸和压缩变形条件下的早期微观结构演化发现,从β→α''转变的过程中,拉伸样品XRD结构显示了强烈的(020)_{α''}和(021)_{α''}峰,而压缩样品中较强的是(200)_{α''}和(202)_{α''}峰。认为晶格应变是决定XRD衍射峰强度的主要因素,晶格应变的不同变化是由拉伸和压缩导致的,从而影响了应力诱发马氏体相变过程中SIM变体选择。

(2)应力量大小:Ducreux等人^[69]通过研究亚稳态β钛合金Ti-10V-2Fe-3Al在单轴拉伸下马氏体转变发现,在变形过程中,斜方马氏体第1次出现在0.009应变时,并形成了<021>纤维,它的强度先增加后减少,在0.039时达到极值;这种特殊的变体选择是因为(021)_β到(031)_{α''}转化导致了最大的转化应变,并使变形能够最有效地适应外力。Chen等人^[56]研究了Ti-7333合金的应力诱导α''马氏体随着应变增大的组织演化,发现在变形开始时,首先激活沿拉伸方向产生最大转化应变的晶格对应的应力诱导α''马氏体变体,遵循< $\bar{1}$ 10>_β/<001>_{α''}取向关系;随着应变的增加,应力诱导α''层发生孪生变形,主要是{130}<310>_{α''}复合孪生和{111}_{α''}I型孪生。Yang等人^[70]通过研究不同应变下固溶处理的亚稳β钛合金Ti-24Nb-4Zr-8Sn,揭示了微观结构的演化和塑性变形机制,发现当施加的应力超过临界应力时,β相的每1个晶粒会转化为1个α''马氏体的单一变体(CV),并且遵循施密特定律发生变体选择;随着应变增大,组织中激活更为复杂的孪生系统,

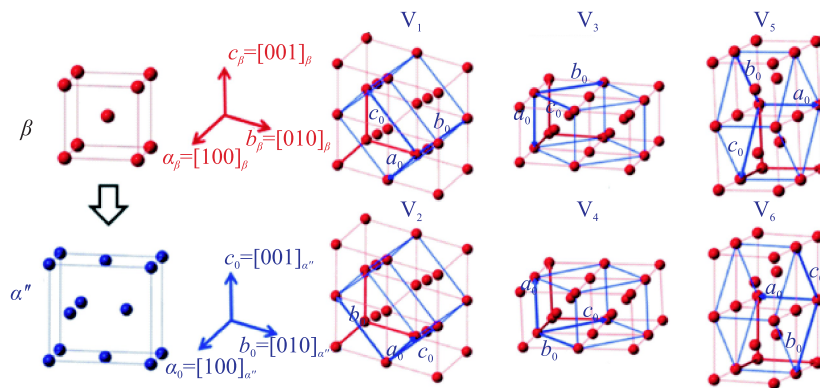


图3 β与α''6种变体的晶体学对应关系

Fig.3 Illustration of the lattice correspondence between the parent β phase and six kinds of α'' variants^[61]

并且不一定遵循施密特定律。Zhang 等人^[34]探讨了亚稳态 β 型 Ti-10V-2Fe-3Al 合金在变形过程中马氏体结构的演化及其与固溶温度的相关性发现,在变形早期合金中可以同时发生应力诱导的马氏体转化(SIMT)和马氏体重定向(MR), α' 变体通过变形孪生发生取向上的改变,转变为新应力条件下有利的变体;再进一步变形可以导致二次孪生,激发新的变体来适应外加应力。

(3)合金成分:合金成分的改变将会使合金的相变机制发生改变,例如 Banumathy 等人^[59]研究了 Ti-8Nb、Ti-12Nb 和 Ti-16Nb 3 种合金在 β 和 $\alpha+\beta$ 固溶处理后的相变结构,将3种合金轧制后的样品在 β 相固溶处理后进行淬火,比较各样品的各个阶段的极图发现,水冷后的 Ti-8Nb、Ti-12Nb 和 Ti-16Nb 的极图织构有差异且强度不同,表明它们发生变体选择的程度是不相同的,元素成分是造成这种差异的原因之一。除此之外,合金成分可以通过影响晶格参数,改变变体的团簇排列^[54],从而对组织特征和变体选择产生影响。

(4)晶体缺陷(如 $\alpha\beta$ 相界面、 β 相晶界、位错):研究发现一些 α' 的马氏体板条从 β 相晶界生成并且以晶界为轴线呈镜像对称^[29]。Zhang 等人^[71]发现 α' 的马氏体首先在亚晶界处形成,亚晶界上的位错在外加应力的作用下分解,其中一个部分位错在倾斜于边界的滑移面上弓出;由此产生的断裂位错半环成为了马氏体板条形核的核心,马氏体板条进一步通过相邻平面上的部分位错生长。Niessen 等人^[72]提出了一个集成的力学模型来预测亚微米尺度下亚稳态 β 钛合金由变形诱导的 α' 的变体选择,在模型中,有用功是在判断变体选择时的主要考虑因素。 $\alpha\beta$ 界面是有用功可以增加的区域,因此 $\alpha\beta$ 界面是 α' 异质成核的有效形核位点,影响变体选择现象的发生,这与相应的原位实验观察结果一致。

4 组织特征

研究人员在研究变体选择时,往往发现马氏体组织出现三角形、V形、平行簇、梯形等多种特殊结构,研究人

员把这种不同结构类型的来源归结为自调节机制^[5,58],这些自调节结构的出现是引起变体选择的重要原因之一^[1,19,50]。

从马氏体的现象学理论分析,马氏体变体的组合取决于总转化形状应变的变化趋势。马氏体的形成可能导致较大的体积变化,即产生形状应变,每个变体都有与之对应的形状应变矩阵。不同变体通过相互组合,使得变体簇形状应变矩阵中剪切应变之间相互湮灭,从而形成有利的自调节组织。例如 Chai 等人^[15]对在 Ti-xNb 合金微观组织中发现的三角形变体簇求平面应变的平均值,发现组合后整体的转化应变大幅降低,剪切应变接近0,正应变几乎相同。

从能量的角度上分析,马氏体的生长取决于局部区域的弹性应变能^[29]。马氏体的形成使周围基体产生了一定的应力场,这导致只有特定取向且生长阻力小的某些变体可以形成。Zhang 等人^[29]在研究中总结到,马氏体形成的最初阶段,马氏体层之间的相互影响很小,他们可以在晶粒中自由生长;随着马氏体体积分数的增加,马氏体的转变受到与周围马氏体相相互作用造成的弹性应力分布场的影响,此时自调节效应开始显现。一般而言,产生马氏体相变的晶格不变变形的交替切变方式(滑移和孪生)可以达到宏观不畸变的要求,但是只能消除部分应变能,马氏体变体的自调节使得系统应变能进一步降低,从而促进相变发生。

4.1 自调节结构

自调节形成的组织在六方马氏体中经常被观察到,不仅限于钛合金中,例如 Srivastava 等人^[73]通过研究含 2.5wt% 的 Zr 的 Ni 合金的马氏体转变,在从体心立方结构到密排六方结构过程中,在透射电镜中沿 $\langle 111 \rangle_{\beta}$ 方向观察时,3种变体组成的三角形微观结构占优。在经历固溶和 43% 冷轧的 Ti-1023 合金 α' 马氏体组织^[73]可以看到 V 形自调节形态,如图 4a 所示;在 TC4 合金^[73]和商业纯钛^[73]的马氏体微观组织中可以看到平行簇、三角形等不同类型的自调节结构,如图 4b、4c 所示。

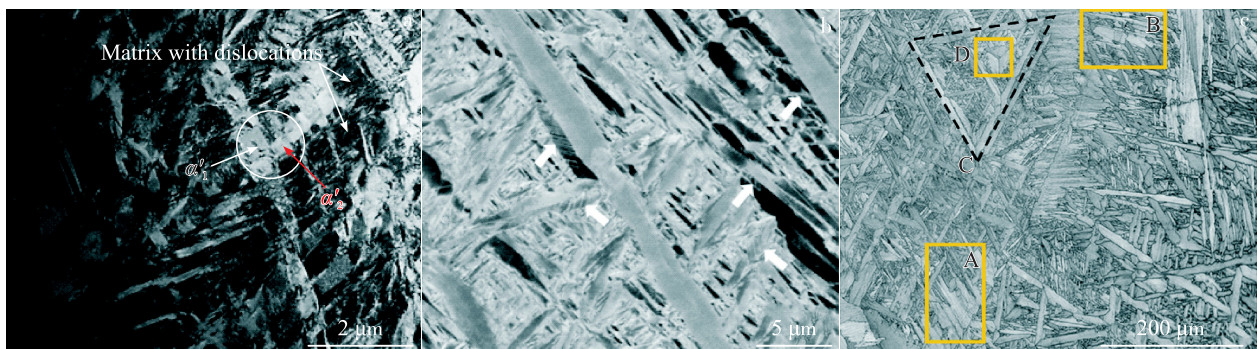


图4 α' 马氏体组织中的不同自调节结构

Fig.4 Different self-accommodation structures in α' martensitic microstructure^[1,16,54,73]: (a) V-shaped structure, (b) parallel clusters, and (c) triangular structure

对 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变, 研究人员同样发现马氏体微观组织呈现不同的排列形态, 如三角形(空心和实心)、V形、Z形、梯形以及平行簇等多种类型。在给定的 β 晶粒中, 斜方马氏体变体通常通过孪生关系和共享 1 个 $\{111\}_{\alpha''}$ 平面(I型孪生)或者 $\langle 211 \rangle_{\alpha''}$ 方向(II型孪生)自动组合^[5]。常见的 α'' 自调节结构有:

(1) 三角形形态: 可以观察到, Ti-8%Mo 合金通过高温水冷得到的马氏体组织^[14], 以及 Ti-5333 合金在 400 °C 时效 13 h 并淬火后的马氏体组织(图 5a)^[74] 中含有三角形变体簇。Chai 等人^[15] 通过研究 Ti-20Nb、Ti-22Nb、Ti-24Nb 的微观组织观察到了空心三角形和实心三角形形态, 其中每个 α'' 板都平行于 $\langle 110 \rangle_{\alpha''}$ 方向, 对应于 β 相中的 $\langle 111 \rangle_{\beta}$, 如图 5b 的空心三角形和图中右上角的实心三角形。其位向关系可以用 $\{111\}_{\alpha''}$ 上的孪生关系表示, 可以表示为 $(1\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-1(-)}/(1\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-3(-)}, (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-3(-)}/(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-5(-)}, (1\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-5(-)}/(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-1(-)}$ 。研究认为空心三角形形态是在马氏体转变初期形成的, 而实心三角形形态是在马氏体转变后期自催化形成的。并且在数学上, 由变体组成的 3 个惯析平面变体的组合有 220 种排列, 其中一些最有利的组合, 聚集在 $\langle 111 \rangle_{\beta}$ 极点附近(见图 5c)。

(2) V 形形态: Rastogi 等人^[16] 通过计算亚稳态 β 钛合金 Ti-10V-2Fe-3Al(Ti-1023) 在 5% 冷轧下, 马氏体转变中不同变体的转化应变发现, CV1 和 CV2 在压缩应力下是有利的变体, 并且 CV1 和 CV2、CV3 和 CV4、CV5 和 CV6 总是形成复合孪晶。Ti-8Mo 合金^[14] 和 Ti-25Ta-20Nb 合金^[5] 马氏体组织中可以观察到明显的 V 形变体簇, 如图 5d、5e 所示。Chai 等人^[15] 观察到 V 形形态自调节组织中间含有一个实心小三角形变体簇, 如图 5f 所示, 发现在能量的角度上, 将 V 形变体簇与中间实心三角形变体簇看作一起的整体比单纯的 V 形变体簇更有利。其位向关系可以用 $\{111\}_{\alpha''}$ 上的孪生关系表示, 可以表示为

$(111)_{\alpha''-4(+)}//(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-6(+)}$ 。V 形形态的 2 个 α'' 板中的 1 个先成核和长大; 另一个以自催化方式成核和长大, 实心三角形诱导自催化并进一步使形状应变最小化。

(3) Z 形形态: Gao 等人^[18] 通过对钛合金 Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al 在室温拉伸下的早期微观结构演化研究发现, 随着应变的增大, 组织中出现了由 2 个生长方向不同的变体组成且角度约成 30° 的 Z 形结构, 如图 5g、5h 所示, 通过计算发现这 2 种变体的施密特因子在 6 种变体中最大。

(4) 梯形(锯齿形)形态: Zhang 等人^[29] 研究了 β 钛合金(Ti-19Nb-1.5Mo-4Zr-8Sn) 中应力诱导 α'' 马氏体随拉伸和轧制变形程度的形态变化以及取向关系发现, 在拉伸应变为 5% 的样品 TEM 照片中, 可以明显观察到椭球相 B 几乎垂直于板条相 A, 组成了“梯形”状的自调节结构, 如图 5i 所示。Gao 等人^[18] 在压缩样品的组织中观察到一个变体形成后将 β 基体分割成条带, 新生成的变体在交替排列马氏体和残余 β 基体带中生长, 最终形成锯齿形(梯形)结构, 如图 5j 所示, 这种结构被认为是相邻 β 晶粒之间的协调变形形成的自调节结构, α_2'' 的形成可以帮助抵消 α_1'' 形成的应变。

(5) 平行簇: Ma 等人^[62] 在 Ti-10V-2Fe-3Al(Ti-1023) 合金微观组织中发现, 2 个生长方向不同的 α'' 变体呈平行簇生长, 如图 5k 所示, 并且 α'' V1 和 α'' V2 在 $\{111\}_{\alpha''}$ 孪生系统中符合孪生关系, 共享 1 个 $\{111\}_{\alpha''}$ 极, 并满足 $(1\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-V1} // (\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\alpha''-V2}$ 。Ti-8Mo 合金^[14] 的马氏体组织中亦可以看到这种平行簇, 如图 5l 所示。从图 5i 的结构中可以明显看到 α'' 板条之间相互平行, α'' 椭圆相之间也相互平行, 这种平行结构的形成是因为变体之间的界面几乎平行于母相的惯析平面^[29]。

除上述自调节结构外, 在马氏体的微观组织中还可以观察到马氏体板条相交、扭折或者更为复杂的排列^[5]。

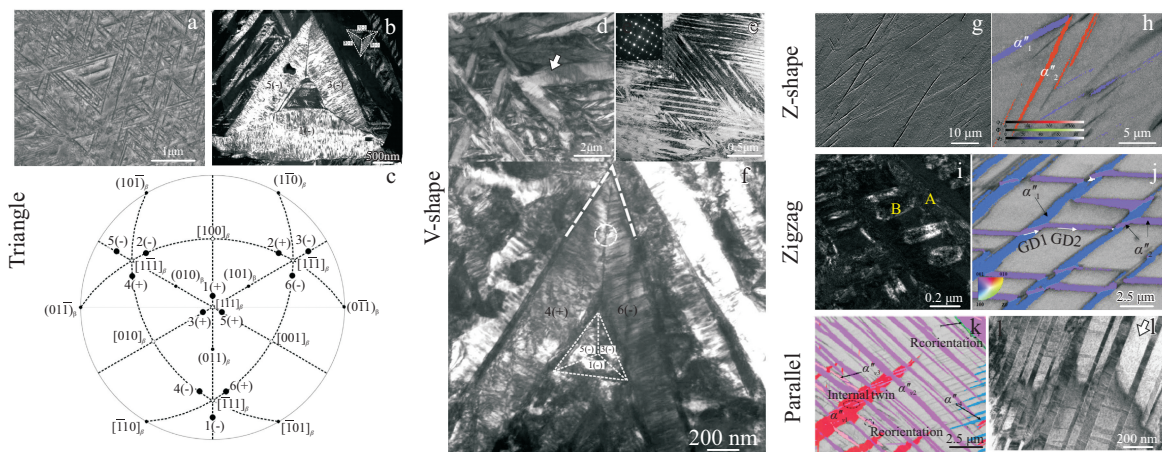


图 5 α'' 马氏体自调节三角形、V 形、Z 形、梯形(锯齿形)及平行簇结构

Fig.5 Triangular (a-c)^[15,74], V-shaped (d-f)^[5,14,15-16], Z-shaped (g-h)^[18], zigzag (i-j)^[18,29], and parallel (k-l)^[14,29,62] morphologies of α'' martensitic self-accommodation structures

需要说明的是,微观组织中的自调节结构的多种形态是否独立存在的问题,还未被完全阐明。例如Chai等人^[15]提到的三角形形态和V形形态的特殊结构,可以肯定它们都是马氏体围绕 $\langle 111 \rangle_{\beta}$ 极点的 β - α' 的自调节结构,但是这些 α' 自调节形态是由于不同的转化速率形成的,还是仅仅是由于不同角度观察三维结构得到不同形状的差异,目前尚未得到证实。假设三维四面体(图6a)是由3个变体1-、3-、和5-组成,目前的实验手段只能观察到其中一个截面,比如取图6b的1、2、3截面,呈现出空心、实心 and V形形态,如图6c~6f所示。因此,对于微观组织变体簇立体结构的判断,还有待于未来的表征技术发展。

4.2 界面分布特征

从能量的角度来看,变体间界面分布与界面能量不一定有严格的对应关系。一般来说,对于晶粒生长形成的微观结构,晶界数量^[17]和晶界的相对面积^[54, 75-78]与相关的晶界能成反比关系。Farabi等人^[54]根据晶体学的位移变换和边界平面取向,研究了商业纯Ti中 $\beta \rightarrow \alpha'$ 马氏体相变形成的微观组织变体间界面特征。由于马氏体变体间界面的特殊性,他们将晶面间距作为衡量晶界能的一个标准,认为最平坦、光滑的表面具有最少的断裂键和最

大的晶面间距,因此它们具有相对较低的表面能,形成了相对低能量的晶界。对于商业纯Ti来说,(0001)面具有最大晶面间距,约0.202 83 nm;其余按顺序是(10 $\bar{1}$ 1)面约0.180 19 nm,(10 $\bar{1}$ 0)面约0.170 38 nm,(11 $\bar{2}$ 0)面约0.147 55 nm,(4 $\bar{1}$ 30)面约0.047 25 nm。按照反比关系,Ti中(0001)面应具有最低的能量。然而在马氏体微观结构的变体间界面分布中,(0001)面是最少的。这说明晶界的数量和能量不一定是反比关系,BORs关系的晶体学约束可以使得变体间界面不一定处于低能量状态。

α' 马氏体形成的12种变体相互之间可以形成144种变体组合,其中132种互不相同的变体形成的组合形成了大角度晶界,由于晶体学上的对称性,其中只有5种独立的变体间界面(inter-variant boundary)类型;12种相同变体间形成的组合形成了小角度晶界(LAGB),可以看作一种类型;因此共有6种类型的组合^[55],如表2所示。表4中A-L代表所示 $\beta \rightarrow \alpha'$ 转变过程中能够形成的12种变体,1~6代表表2中的6种界面类型,比如表中A和A形成1类型界面LAGB,A和B形成2类型界面 $60^\circ [11\bar{2}0]_{\alpha'}$ 。如果考虑晶粒之间随机分布的界面,除去上述的132中组合之外,其余取向差大于12度的晶界,可以称为随机大角度晶界(RHAGB)^[50]。

界面分布特征和网络图提供了研究变体选择和组织中的自调节形态簇的另一种思路。在界面网络分布图中,随机大角度晶界可以代表马氏体相变前 β 晶粒界面的位置^[50],从而通过与其他变体间界面分布图的对比,可间接分析相变前 β 晶粒界面对变体选择的影响。DeMott等人^[50]利用EBSD对线性打印模式下Ti-6Al-4V样品组织的界面分布类型进行了研究,分析了组织中的变体选择和三变体自调节群。打印样品的变体间界面实际面积分数与理论值明显不同,如图7a所示,可以说明变体选

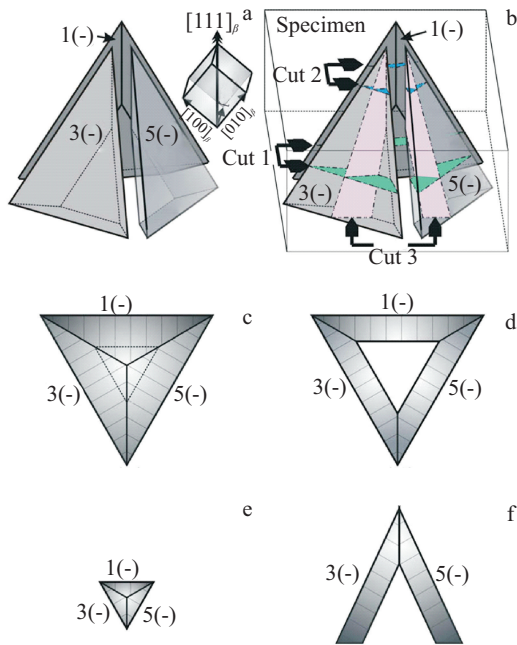


图6 不同观察角度得到不同类型变体形状的三维四面体结构
 Fig.6 Three-dimensional tetrahedral structures with different types of variant shapes at different viewing angles^[15]: (a) α' self-accommodation of a hollow and open base tetrahedron structure; (b) different sectioning patterns through the tetrahedron structure; (c-e) different types of triangular morphologies observed along the $[111]_{\beta}$ (the hollow triangular morphology in Fig. 6d and the solid triangular morphology in Fig. 6e correspond to cut 1 and cut 2, respectively); (f) V-shaped morphology observed perpendicularly to cutting plane (cut 3)

表4 12个 α/α' 变体A-L之间形成的界面类型

Table 4 Types of interface formed between the 12 α/α' variants A-L in the β grains^[50]

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L
A	1	2	2	5	4	3	5	3	4	6	3	3
B	2	1	2	4	5	3	3	6	3	3	5	4
C	2	2	1	3	3	6	4	3	5	3	4	5
D	5	4	3	1	2	2	6	3	3	5	3	4
E	4	5	3	2	1	2	3	5	4	3	6	3
F	3	3	6	2	2	1	3	4	5	4	3	5
G	5	3	4	6	3	3	1	2	2	5	4	3
H	3	6	3	3	5	4	2	1	2	4	5	3
I	4	3	5	3	4	5	2	2	1	3	3	6
J	6	3	3	5	3	4	5	4	3	1	2	2
K	3	5	4	3	6	3	4	5	3	2	1	2
L	3	4	5	4	3	5	3	3	6	2	2	1

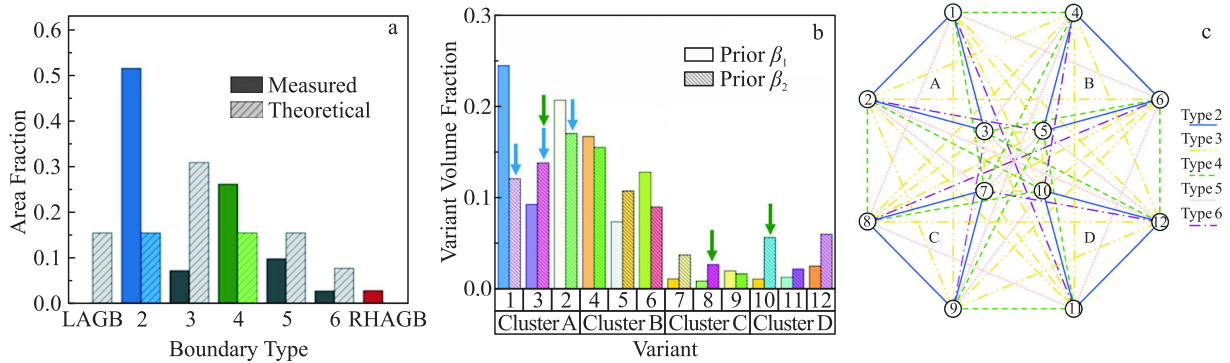


图7 线性模式下3D打印的Ti-6Al-4V合金界面分布统计和界面网络图

Fig.7 Interface distribution statistics (a-b) and interface network diagram (c) of Ti-6Al-4V alloy printed in linear mode^[50]

择的发生。图7b给出了2个不同 β 晶粒的12个变体的体积分数以及与三变体簇的对应关系,其中形成的三变体团簇中的3个变体之间的界面都是类型II,可以记为II-II-II群。同理3个变体形成团簇的变体间界面可以是多种类型的组合,界面类型相同的三变体簇归纳为同一群,例如I-I-I群、II-III-IV群等等,利用Balachandran等人^[79]定义的变体选择程度(DVS)公式可以统计这些群的团簇出现频率,公式如下:

$$DVS = \frac{\text{frequency}_{\text{measured}} - \text{frequency}_{\text{theoretical}}}{\text{frequency}_{\text{theoretical}}} \quad (3)$$

为了更加清晰明了地展示变体、界面和自调节群之间的关系,DeMott等人^[50]巧妙地绘制了图7c中的变体间网络图,每个有编号的圆代表12个变体中的其中1个,2个圆之间的线段代表2个变体之间的界面类型,图中形成闭合三角形的任何3个变体都可以遵从BORs关系中形成连接。例如II-II-II群(II型群)有4种变体组合:A(1.2.3)、B(4.5.6)、C(7.8.9)、D(10.12.11),即图7c中的4

个蓝线三角形。

合金成分对钛合金中马氏体的自调节变体簇和界面分布特征影响显著。Farabi等人^[17]通过研究TC4钛合金的马氏体微观组织,发现Ti合金化学成分的变化影响了从CP-Ti的位错滑移到Ti-6Al-4V合金的孪生辅助的马氏体相变机制。马氏体转变机制的变化影响了马氏体形状应变的自调节,最终导致从CP-Ti中的三变体簇到Ti-6Al-4V合金中的V形或四边形的独特变体排列,因此马氏体Ti-6Al-4V合金的变体间界面种类与报道的马氏体CP-Ti微观结构有显著不同。其中TC4组织中四边形的簇由2个方向互补的V形相交板组成,特定的晶体排列促进了 $63.26^\circ[\bar{1}0\ 5\ 5\ \bar{3}]_a$ 和 $60^\circ[11\bar{2}\ 0]_a$ 的变体间界面生成,分别占总边界总量的38%和33%。

除此之外,不同的加工工艺也会显著影响马氏体的微观组织特征。Kumar等人^[80]研究了预先变形对Ti-6Al-4V马氏体相变的影响,通过对750℃轧制940℃淬火和850℃轧制940℃淬火样品变体间界面的观察发现,750℃轧

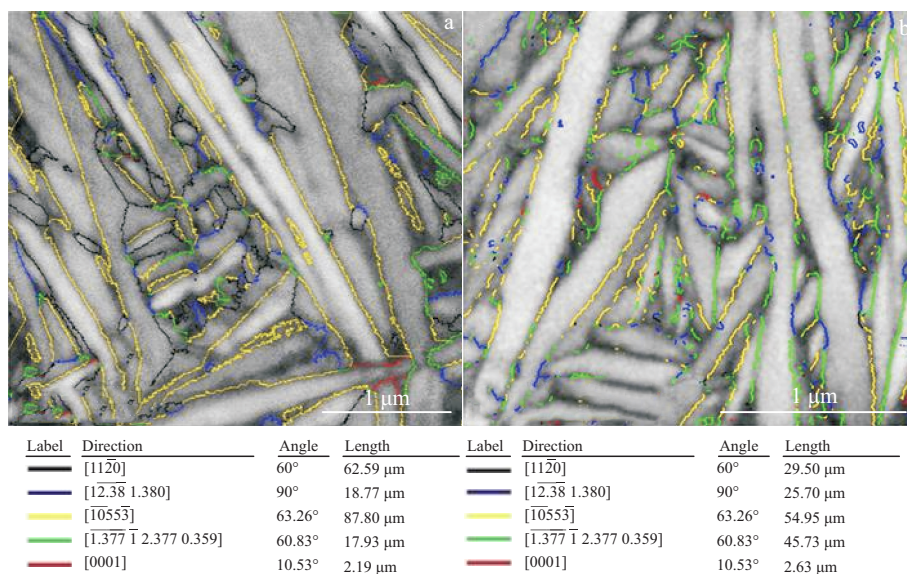


图8 不同工艺下TC4合金马氏体变体间界面类型及其长度

Fig.8 Interface types and lengths of martensitic structures of TC4 alloy under different processes^[80]: (a) rolling at 750 °C and quenching at 940 °C; (b) rolling at 850 °C and quenching at 940 °C

制 940 °C 淬火的样品 $63.26^\circ[\overline{10}55\overline{3}]_\alpha$ 和 $60^\circ[11\overline{2}0]_\alpha$ 界面含量高,如图 8a 所示;而 850 °C 轧制 940 °C 淬火的样品 $63.26^\circ[\overline{10}55\overline{3}]_\alpha$ 和 $60.83^\circ[\overline{1.377}\overline{1}2.377\overline{0.359}]$ 界面含量高,如图 8b 所示。原因是 750 °C 轧制的预先变形使得组织内形成了更多的孪晶马氏体,基于孪晶辅助的马氏体相变机制,容易形成四边形变体簇促进了 $63.26^\circ[\overline{10}55\overline{3}]_\alpha$ 和 $60^\circ[11\overline{2}0]_\alpha$ 界面的形成。

5 总结与展望

马氏体相变过程中的变体选择和组织特征对钛合金的成分设计、工艺优化和性能调控具有重要意义。研究表明,淬火 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相变变体选择效应弱,应力诱发 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相变变体选择效应强且总是倾向于适应最大外应力的方向发生。这种选择机制不仅反映在变体出现频率与理论预测值的偏差上,更直观体现在马氏体微观组织形态和界面分布特征中。通过观察微观组织发现, α'/α'' 组织中存在三角形、V 形、平行簇等自调节簇,通过变体间的相互组合减小整体的转化应变,降低系统的应变能,从而促进相变发生。通过界面分布统计和网络图,可以间接解析变体选择规律和界面演变特征。

尽管学界对钛合金马氏体相变中的变体选择机制与组织演化规律已取得重要认知突破,但受固态相变多物理场耦合特性的影响,其变体选择主导机制与组织调控原理仍存在诸多科学挑战。当前研究仍面临以下关键科学问题亟待突破:(1)理论模型与实验观测差异。现有的有限元模拟等方法不足以完全准确预测马氏体的变体选择,实验和理论之间存在差距;(2)多参数耦合作用机制不明晰。从成分设计到加工工艺参数,例如成分、温度、应力应变等,各种因素间存在复杂的交互作用,其综合作用机制尚未阐明。(3)微观作用机制研究深度不足。目前马氏体变体选择现象的研究主要集中在织构的演化和描述,对于变体选择影响因素背后的机制,如第二相或界面的阻碍、晶体缺陷等如何影响变体的择优生长、以及如何控制变体选择的发生和形成等,在微观尺度上的研究仍然相对空白。(4)动态过程表征技术存在瓶颈。目前研究多集中在最终的合金结构表征上,对于原位下动态变体选择和竞争过程的捕捉尚有欠缺,导致相变路径动态重构与三维可视化仍面临技术壁垒。

综上,相对于 $\beta \rightarrow \alpha$ 扩散型相变的成熟理论体系,钛合金中马氏体相变 $\beta \rightarrow \alpha''/\alpha'$ 的变体选择机制研究仍处于探索阶段,未来需要结合多尺度实验表征、人工智能和计算模拟等手段进行更多的研究和解答,为先进钛合金的组织调控和性能优化提供理论依据和技术支撑。

参考文献 References

[1] Beladi H, Qi C, Rohrer G S. *Acta Materialia*[J], 2014, 80: 478
[2] Liu C C, Li Y H Z, Gu J et al. *Transactions of Nonferrous Metals*

Society of China[J], 2024, 34(10): 3093
[3] Bignon M, Bertrand E, Rivera-Diaz-del-Castillo P E J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 872: 159636
[4] Maciej M. *Metals*[J], 2021, 11(3): 481
[5] Bertrand E, Castany P, Yang Y et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 105: 94
[6] Il'in A A, Kollerov M Y, Golovin I S et al. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1998, 40(3-4): 143
[7] Nishida M, Nishiura T, Kawano H et al. *Philosophical Magazine*[J], 2012, 92(17): 2215
[8] Elmay W, Berveiller S, Patoor E et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 679: 504
[9] Kim H S, Lim S H, Yeo I D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 449-451: 322
[10] Zhang Chongle, Zhang Jinyu, Bao Xiangyun et al. *Acta Materialia*[J], 2024, 263: 119540
[11] Li Jinguang, Zhang Keren, Hu Rui et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 4177
[12] Yao Zhifu, Yang Tao, Yang Mujin et al. *Materials & Design*[J], 2022, 215: 110445
[13] Zheng Guoming(郑国明), Li Lei(李磊), Mao Xiaonan(毛小南) et al. *Materials Reports(材料导报)*[J], 2019, 33(9): 2910
[14] Mantani Y, Takemoto Y, Hida M et al. *Materials Transactions*[J], 2004, 45(5): 1629
[15] Chai Y W, Kim H Y, Hosoda H et al. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(14): 4054
[16] Rastogi A, Sarkar R, Neelakantan S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 964: 171320
[17] Farabi E, Tari V, Hodgson P D et al. *Journal of Materials Science*[J], 2020, 55(31): 15299
[18] Gao Puyi, Fan Jiangkun, Sun Feng et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 809: 151762
[19] Zhang Q, Chen J, Tan H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 666: 380
[20] Hua Ke, Zhang Yudong, Gan Weimin et al. *Acta Materialia*[J], 2018, 161: 150
[21] Wu Cong, Zhao Yongqing, Huang Shixing et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 841: 155728
[22] Zhou Yu, Wang Ke, Xin Renlong et al. *Materials Letters*[J], 2020, 271: 127766
[23] Qi Min, Wang Qian, Ma Yingjie et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 926: 166883
[24] Zhang Jinhu, Guo Hui, Xu Haisheng et al. *Computational Materials Science*[J], 2022, 215: 111781
[25] Obasi G C, Quinta da Fonseca J, Rugg D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 576: 272
[26] Chang Hui(常辉), Zhou Lian(周廉), Zhang Tingjie(张廷杰). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(9): 1505
[27] Ahmed T, Rack H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243: 206
[28] Li Changfu(李长富), Li Geping(李阁平), Yang Yi(杨义) et al.

- Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(9): 1061
- [29] Zhang Yacen, Liu Huiqun, Yi Danqing *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 140: 247
- [30] Grosdidier T, Combres Y, Gautier E *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31: 1095
- [31] Bhattacharjee A, Bhargava S, Varma V K *et al. Scripta Materialia*[J], 2005, 53: 195
- [32] Xiao J F, Shang X K, Li Y *et al. Materials Science and Technology*[J], 2022, 38(8): 469
- [33] Ahmed M, Wexler D, Casillas G *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 84: 124
- [34] Zhang J M, Wu X W, Wang Y J *et al. Journal of Materials Science*[J], 2024, 59(22): 9840
- [35] Nemat-Nasser S, Choi J Y. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(2): 449
- [36] Paradkar A, Kamat S V. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 496(1-2): 178
- [37] Fischer F D, Reisner G, Werner E *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2000, 16: 723
- [38] Zhang Jinyong(张金勇), Chen Guanfang(陈冠方), Zhang Shuai(张帅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 370
- [39] 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
- [40] Chen Lianyang, Deng Qiong, Wu Yue *et al. Journal of Physics: Conference Series*[J], 2023, 2535: 012006
- [41] Song Wei, Wang Hai, Li Yi *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 129: 240
- [42] Sang Zhuoyue, Wang Le, Chen Jianwei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 884: 145558
- [43] Davis R, Flower H M, West D R F. *Journal of Materials Science*[J], 1979, 14: 712
- [44] Dumas O, Malet L, Hary B *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 205: 116530
- [45] Lee S W, Oh J M, Kim J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 807: 140878
- [46] Rastogi A, Kalyan D, Makineni S K *et al. Materials Characterization*[J], 2024, 207: 113507
- [47] Chen Yi, Kou Hongchao, Cheng Liang *et al. Journal of Materials Science*[J], 2018, 54(2): 1844
- [48] Stanford N, Bate P S. *Materials Science Forum*[J], 2005, 495-497: 669
- [49] Luo X, Zhu Y R, Yang Y Q *et al. Journal of Materials Science*[J], 2017, 53(3): 1922
- [50] DeMott R, Haghdadi N, Liao X Z *et al. Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(26): 14763
- [51] Zhang B H, Yang Y, Zhao Z B *et al. Materialia*[J], 2023, 30: 101838
- [52] Yang Xiaoling, Wang Ying, Peng Lin *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 55(6): 1957
- [53] Semiatin S L, Kinsel K T, Pilchak A L *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(8): 3852
- [54] Farabi E, Hodgson P D, Rohrer G S *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 154: 147
- [55] Wang S C, Aindow M, Starink M J. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(9): 2485
- [56] Chen Nana, Kou Hongchao, Wu Zhihong *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 859: 157809
- [57] Sun Bin, Meng Xianglong, Gao Zhiyong *et al. Crystal Research and Technology*[J], 2018, 53: 1800067
- [58] Niessen F, Pereloma E. *Advanced Engineering Materials*[J], 2022, 24: 2200281
- [59] Banumathy S, Mandal R K, Singh A K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(6): 2499
- [60] Pionnier D, Humbert M, Philippe M J *et al. Acta Materialia*[J], 1998, 46(16):5891
- [61] Dong Rui Feng, Tan Yuxin, Hou Hua *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 1795
- [62] Ma Xinkai, Chen Zhuo, Xiao Lei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 801: 140404
- [63] Cai S, Wang L, Schaffer J E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 743: 764
- [64] Xiao J F, Shang X K, Zhang J Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 876: 145181
- [65] Wang Liqiang, Lu Weijie, Qin Jining *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 469(1-2): 512
- [66] Qiu D, Shi R, Zhang D *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 88: 218
- [67] Dong Rui Feng, Li Jinshan, Kou Hongchao *et al. Materials Characterization*[J], 2017, 129: 135
- [68] Farabi E, Tari V, Hodgson P D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 822: 141665
- [69] Ducreux C I P, Saleh A A, Gazder A A *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 869: 159301
- [70] Yang Y, Castany P, Hao Y L *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 194: 27
- [71] Zhang L C, Zhou T, Aindow M *et al. Journal of Materials Science*[J], 2005, 40: 2833
- [72] Niessen F, Bhattacharyya A, Gazder A A *et al. Acta Materialia*[J], 2022, 240: 118342
- [73] Srivastava D, Madangopal K, Banerjee S *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(12): 3445
- [74] Aeby-Gautier E, Settefrati A, Bruneseaux F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 577: S439
- [75] Gruber J, George D C, Kuprat A P *et al. Scripta Materialia*[J], 2005, 53(3): 351
- [76] Dillon S J, Rohrer G S. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(1): 1
- [77] Gruber J, Miller H M, Hoffmann T D *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(20): 6102
- [78] Li J, Dillon S J, Rohrer G S. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(14): 4304
- [79] Balachandran S, Kashiwar A, Choudhury A *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 106: 374
- [80] Kumar K N C, Babu R P, Suresh K S. *Properties and Evolution of Defects and Interfaces*[J], 2022, 74(11): 4081

Research Progress on Variant Selection and Microstructural Characteristics of Martensitic Transformation of Titanium Alloys

Chuan Kaiyang, Zhang Chongle, Zhang Jinyu, Liu Gang, Sun Jun

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: In the practical production and processing of titanium alloys, variant selection frequently occurs during martensitic transformation due to various influencing factors. This preferential behavior causes the crystallographic orientation distribution of α'/α'' phases to deviate from theoretical equiprobability, consequently affecting material anisotropy and mechanical properties. Studies reveal that quenching-induced $\beta \rightarrow \alpha'$ transformation exhibits weak variant selection characteristics. In contrast, stress-induced $\beta \rightarrow \alpha''$ transformation often demonstrates strong variant selection effects with a consistent preference for orientations accommodating maximum external stress. Simultaneously, characteristic self-accommodating morphologies are commonly observed in α'/α'' martensitic microstructures, including triangular, V-shaped, Z-shaped, trapezoidal, and parallel clusters formed by aggregated variants. The emergence of these self-accommodating clusters is one of the critical mechanisms underlying variant selection effects. This paper systematically elaborates on the characteristics and formation mechanisms of martensitic transformation and elucidates the intrinsic nature and influencing factors of variant selection. By integrating the phenomenological theory of martensite and statistical analysis of inter-variant interfaces, the formation mechanisms of self-accommodating microstructures and interface distribution associated with variant selection effects are analyzed comprehensively. Finally, current challenges and future research priorities in this field are identified.

Key words: martensitic transformation; variant selection; self-accommodation

Corresponding author: Zhang Jinyu, Ph. D., Professor, State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, Tel: 0086-29-82668610, E-mail: jinyuzhang1002@mail.xjtu.edu.cn