

近 β 钛合金中 ω 相的研究进展

何 涛^{1,2}, 冯 勇^{1,2}, 罗文忠², 何永胜^{1,2}, 赖运金², 陈海生²

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司 特种钛合金材料制备技术国家地方联合工程实验室, 陕西 西安 710018)

摘 要: 近 β 钛合金中的亚稳 ω 相有助于析出细小弥散的 α 相, 从而影响合金的强度、塑性和韧性。因此, 自 ω 相被发现以来, 研究人员对其形成条件、分类、转变机理和衍射花样等进行了深入研究。本文总结了研究人员使用高分辨透射电子显微镜和三维原子探针在 ω 相分类、结构、成分、相变方面的最新研究结果。在此基础上, 阐述了 ω 相目前的研究难点和可能的发展方向。

关键词: 近 β 钛合金; ω 相; 成分; 相变

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)02-0705-06

近 β 钛合金具有高的比强度和韧性, 良好的耐腐蚀性, 被广泛应用于航空和生物医学领域^[1, 2]。而近 β 钛合金中的亚稳 ω 相, 可以为析出细小(微米或亚微米级别)弥散的 α 相提供形核质点^[3, 4], 从而在保证塑性的同时提高合金强度^[5-7]。因此, 研究 ω 相的形成、结构、成分以及与 α 相和 β 相的关系, 对提高近 β 钛合金的性能具有重要意义。

自 1954 年美国人 Frost 和 Parris^[5]在 Ti-Cr 和 Ti-Mn 合金中发现并提出 ω 相的概念以来, 研究人员对 ω 相的研究投入了较大精力。张廷杰^[8]对 20 世纪 80 年代以前 ω 相的研究进展和衍射特征进行了全面总结。1995 年以后, 由于高分辨透射电镜(HRTEM)和三维原子探针(3DAP)的发展应用, 研究人员又对 ω 相的结构、成分以及在 β 相向 α 相转变过程的作用进行了更深入的研究。关于这一阶段的工作, 秦冬阳等人^[9]在 2012 年对部分近 β 马氏体钛合金中的 $\beta \rightarrow \omega$ 相变进行了简要评述。

本文在前人工作的基础上, 结合 20 世纪 90 年代以来使用 HRTEM 和 3DAP 在 ω 相结构和成分方面的最新研究结果, 对 ω 相的分类、结构、成分、相变机制和对 α 相的影响等内容进行较为全面的总结和分析。

1 ω 相的分类

根据形成条件, 通常可将 ω 相分为 β 区固溶所得的无热 ω 相(或淬火 ω 相)和低温时效所得的热

ω 相(或等温 ω 相)^[10, 11]。

当钛合金中 β 稳定元素(Nb、Ta、Mo、V、Cr、Ni、Fe、W 等)含量达到某一临界值时, 合金在 β 相区淬火, 可以形成 ω 相, 这种析出相称为无热 ω 相(或淬火 ω 相)^[8]。结合 S. Shekhar^[12]和 P. Laheurte^[13]的研究结果可得图 1 所示的二元钛合金固溶时效相图, 可见 ω 相只在一定的成分窗口内形成。

D. D. Fontaine^[14]和 J. C. Williams^[15]总结发现, 形成无热 ω 相的成分窗口较窄。所以, 对于溶质含量不在生成无热 ω 相范围内的近 β 钛合金, 在固溶水冷后可以获得亚稳 β 相, 在随后时效时转变成 ω 相, 称为热 ω 相(或等温 ω 相)。T. W. Duerig^[11]和 J. C. Williams^[15]等人的研究发现, 不同合金产生热 ω

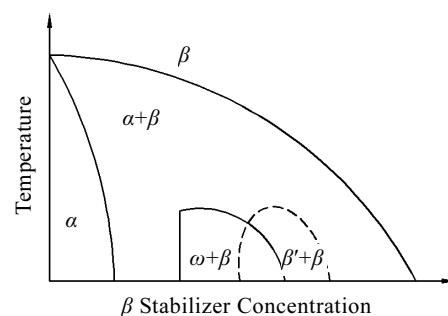


图 1 表示形成 ω 相的成分范围的二元钛合金相图

Fig.1 Pseudo binary phase diagram of titanium alloy showing formation condition of ω phase

收稿日期: 2017-02-28

基金项目: 国家国际科技合作专项(2013DFR50090); 陕西省重大科技成果转化引导专项项目(2015KTCG01-11)

作者简介: 何涛, 男, 1984 年生, 博士生, 高级工程师, 西北工业大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-86538751, E-mail: hetao1291@163.com

相的时效温度不同，通常在 100~500 °C，有的合金在室温自然时效可以发生 ω 转变，如 Ti-20V^[8]。

近些年，通过使用 HRTEM 和 3DAP，研究人员发现热 ω 相在时效初期和后期有较大差异，所以又提出了非公度胚状 ω 相的概念^[16-18]。例如：M. Hida^[16]和 D. D. Fontaine^[14]研究发现：在等温时效初期形成胚状 ω 相，与无热 ω 相有类似的漫散射衍射条纹。S. K. Sikka^[17]和 N. G. Jones^[18]等人甚至在高温下(高于 500°C)时效样品的电子衍射斑点中观察到了类似于无热 ω 相的漫散射条纹。A. Devaraj 等人^[19]发现时效早期在 Mo 含量较低的区域形成胚状 ω 相。在随后的等温退火中，伴随着成分变化，胚状 ω 相长大和粗化，转变为等温 ω 相。T. Li 等人^[20]研究发现，时效早期通过切变重构形成非公度胚状 ω 相，其成分和结构与时效后期的公度等温 ω 相不完全相同。这些研究结果说明，在某些近 β 钛合金中，时效加热早期可能形成类似无热 ω 相的非公度 ω 相。

所以，按照形成条件，将 ω 相分为 β 区固溶所得的无热 ω 相和低温时效所得的热 ω 相两种。其中热 ω 相又可进一步细分为时效早期的非公度胚状 ω 相和时效后期的公度等温 ω 相。

2 ω 相的形态

无热 ω 相非常细小，通常为小于 5 nm 的椭球状，长轴沿着<111>_β方向排列^[14, 21, 22]。

等温 ω 相有两种形态，一种是立方形的，另一种是椭球形的^[23]。研究发现，ω 相的形状由 ω 相与 β 基体的错配度决定。当错配度大时，如溶质为 3d 过渡金属 V、Cr、Fe 时，ω 相由弹性应变控制，多为立方形，且立方面平行于<100>_β^[11, 24]，V 含量较高的 Ti-10V-2Fe-3Al^[25, 26]合金和 Ti-10V-2Ni^[27]合金就是典型例子。当错配度较小时，ω 相形状由表面能控制，常为椭球状，椭球长轴平行于<111>_β，如 Ti-Mo 合金^[15]和 Ti-13Mo-7Zr-3Fe 合金^[28]。

A. Devaraj 等人^[19]对 Ti-18Mo (质量分数, %) 合金不同时效时间的 ω 相的形貌和尺寸进行分析，发现 ω 相均呈椭球状，但不同热处理制度下的尺寸有明显区别。如固溶态的无热 ω 相尺寸<10 nm，在 475 °C 时效 0.5 h 后，ω 尺寸达到 40 nm，当在 475 °C 时效 48 h 后，ω 相尺寸达到 80 nm。

对 Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al (质量分数, %)合金等温时效过程中，ω 相的形状和尺寸进行详细的测量和统计发现^[20]，由时效初期的胚状 ω 相向时效后期的等温 ω 相变化时，ω 相尺寸明显增加，长/宽比从 1.2 增加到 >2。

因此，无热 ω 相呈椭球状，尺寸较小，通常小于 5 nm。等温 ω 相在与基体错配度较大的合金中呈现立方状，在与基体错配度较小合金中呈椭球状，椭球尺寸随着时效时间延长或温度升高增大，可以达到近 100 nm，且椭球的长/短轴比例随着尺寸增大而增加。

3 ω 相的结构

关于 ω 相的结构，有过不同的见解。Frost 等人^[5]认为是体心立方结构，有人认为是三角结构^[8]，但现在普遍认为是六方结构。之所以会出现这种认知差异，主要是由于 ω 相是由体心立方结构的 β 基体的 {111} 面不同程度坍塌形成，当部分坍塌时，形成三角结构，完全坍塌时形成六方结构^[10, 29, 30]。

{111}_β 面的坍塌可以由一个波长为 3d₂₂₂，振幅为 0.5d₂₂₂ 的位移波描述，而采用倒易空间中的 d*_{0002ω}/d*_{222β} 可以测量坍塌程度和成分变化^[31]。使用 HRTEM，研究人员^[19, 20, 32]从<110>_β方向观察 ω 相结构变化的侧视图，清楚看到 {111}_β 面的坍塌过程，如图 2 所示。

T. Li 等人^[20]通过统计分析，研究了 ω 相 {111} 面沿着<111>方向的坍塌程度，图 3 显示 2 个 A 面的距离为 3d₂₂₂，2 个 B 面间的距离为 d，红色箭头表示坍塌方向，则 d/d₂₂₂ 越小，说明 2 个面的坍塌程度越高。d/d₂₂₂ 的最小值在时效 4 h 时是 0.71，时效 8 h 时减小到 0.55，时效 12 h 后则达到 0.14。表明随着时效时间的延长，{111} 的坍塌程度明显增加。同时，胚状 ω 相的心部坍塌程度高，边部坍塌程度低。

综合 ω 相的结构特点后，可以概括 ω 相和 β 相之间的点阵对应关系为^[33-35]：

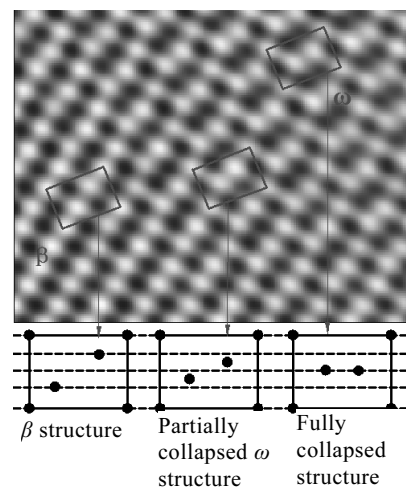


图 2 β 相、(111) 面部分坍塌和完全坍塌的 ω 结构变化图
Fig.2 β phase, partially collapsed and fully collapsed (111) planes in the ω structure

$$\langle 111 \rangle_{\beta} // \langle 0001 \rangle_{\omega}, \langle 1 \bar{1} 0 \rangle_{\beta} // \langle 11 \bar{2} 0 \rangle_{\omega}$$

在一个单元胞内: $\frac{1}{3} \langle \bar{1} \bar{1} 2 \rangle_{\beta} \Leftrightarrow \langle \frac{2}{3} \frac{1}{3} \frac{1}{2} \rangle_{\omega}$,

$$\frac{2}{3} \langle \bar{1} \bar{1} 2 \rangle_{\beta} \Leftrightarrow \langle \frac{1}{3} \frac{2}{3} \frac{1}{2} \rangle_{\omega}$$

当 ω 相呈六方结构时, $a_{\omega} = 0.46 \text{ nm} = \sqrt{2} a_{\beta}$,

$$c_{\omega} = 0.282 \text{ nm} = \frac{\sqrt{3}}{2} a_{\beta}, c_{\omega}/a_{\omega} = \sqrt{3/8} = 0.613$$
。每个单胞

含 3 个原子, 分别位于 $000, \frac{2}{3} \frac{1}{3} \frac{1}{2}, \frac{1}{3} \frac{2}{3} \frac{1}{2}$ 。

结合 D. Banerjee^[10]和 T. Li^[20]对 ω 相和 β 相的取向关系和沿着 $\langle 111 \rangle$ 方向的坍塌属性, 可以得到 ω 相和 β 相的结构属性, 如图 3。

4 ω 相的成分

以往的研究已经证明无热 ω 相是 $\{111\}_{\beta}$ 切变结果, 所以与 β 基体对应位置成分相同。热 ω 相的转变伴随着扩散, 因此有成分变化。由于 ω 相的尺寸仅有几十纳米, 传统的测试手段无法定量研究, 所以对热 ω 相的成分变化长期处于假设和推测状态。在 1995 年, 三维原子探针显微技术 (3DAP) 开始进入市场, 其高分辨率可研究纳米尺度的原子分布, 因此逐渐被用于研究 ω 相的成分分布规律^[36]。

使用 3DAP 技术, 研究人员分析了 Ti-Mo 合金 ω 相的成分分布^[19, 37], 发现在 475 °C 时效 48 h 后的 ω 相的 Mo 含量为 2 at%~6 at%, 明显低于 β 基体的 12 at%~16 at%。D. Choudhuri 等人^[38]对 Ti-V 合金的 ω 相成分也进行了类似分析, 发现在 300 °C 时效 1 h 后, ω 相的 V 含量约 5 at%, 明显低于 β 基体的 25 at%。说明无论是 Ti-Mo 还是 Ti-V 合金, ω 相的溶质含量均低于 β 基体。

对于多元合金中 ω 相的成分分布规律, 研究人员也进行了类似的 3DAP 分析。如 S. Nag 等人^[39]研究

相的成分分布, 发现 ω 相的 V、Mo、Cr 含量均低于 β 基体。

在研究 Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al 合金 (质量分数, %) 时, T. Li 等人^[20, 40, 41]详细对比了 ω 相中 Mo、V、Cr、Al、O 等元素随着时效时间延长的变化情况, 发现与 β 基体相比, 时效初期胚状 ω 相中的 Mo 含量较低, 其他元素含量相当。当时效时间延长, 胚状 ω 相转变为等温 ω 相后, 除 Mo 含量低于 β 基体外, V、Cr 和 Al 的含量也显著降低, 且低于 β 基体, 这与 A. Devaraj 和 S. Nag^[39]的研究结果类似。另外, T. Li 等人^[20]观察发现, 在等温 ω 相中, O 含量在短时时效增加, 时效时间延长后降低。

综合以上实验结果, ω 相中溶质含量低于基体, 其中 Al 作为 α 稳定和 ω 非稳定元素, 优先从 ω 相内排出至 α 相内; Mo、V 和 Cr 作为 β 稳定元素和 ω 非稳定元素, 由 ω 相排出至 β 相内。

5 $\beta \rightarrow \omega \rightarrow \alpha$ 的转变过程

5.1 $\beta \rightarrow \omega$ 的转变过程

无热 ω 相是合金由 β 相区固溶水冷时, 通过非扩散的切变机制, 由 $\{111\}$ 面原子迁移形成, 保留 β 基体的成分^[14, 15], 并保持在 β 基体的同一位置处。D. D. Fontaine 等人^[14, 22]研究发现, 波矢量为 $2/3 \langle 111 \rangle$ 的纵向声子触发非稳定的 bcc 结构形成 ω 相。

热 ω 相的形成过程在早期被假设为: 扩散产生 ω 非稳定元素的溶质贫化区, 该区域内的 $\{111\}_{\beta}$ 面坍塌形成等温 ω 相^[11, 15, 24]。在应用 HRTEM 和 3DAP 技术后, A. Devaraj 等人^[19]详细研究了 Ti-Mo 合金 β 相向热 ω 相转变时的结构、成分和热力学规律。发现首先 β 基体由于调幅分解产生贫 Mo 和富 Mo 区 (图 4 曲线 ①), 在贫 Mo 区内, β 基体能量高于 ω 相 (图 4 曲线 ②), 驱动基体 bcc 的 $\{111\}$ 面部分坍塌, 形成类似 ω 结构的胚状 ω 相, 使能量降低 (图 4 黑色箭头)。随后, 胚状 ω 相长大和粗化, 伴随着 $\{111\}_{\beta}$ 面完全坍塌, 形成完全转变的 ω 相结构。长时间加热后, 在这些 ω 析出区域排出 Mo 元素, 成分分布趋于平衡。T. Li^[20]等人研究多元合金 Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al (质量分数, %), 发现其 $\beta \rightarrow \omega$ 的转变规律与 Ti-Mo 合金^[19]中的研究结果类似, 即先在 β 基体中调幅分解出现贫 Mo 和富 Mo 区, 贫 Mo 区切变形成 $\{111\}_{\beta}$ 面部分坍塌的胚状 ω 相。在胚状 ω 相长大到临界尺寸后, 应变能增加导致其失稳转变为等温 ω 相, 从而降低系统能量 (如图 4 曲线 ③ 所示)。 ω 相长大过程中伴随着其它溶质元素 (O、Al、Mo、V 和 Cr) 的排出。

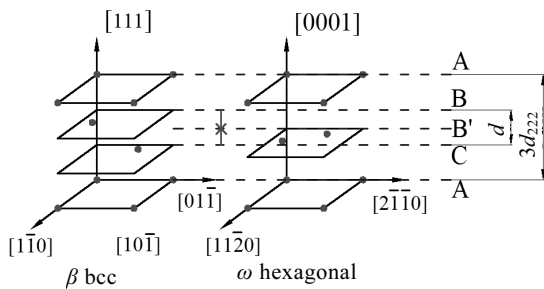


图 3 $\beta \rightarrow \omega$ 转变的原子位移示意图

Fig.3 Atomic displacement in the $\beta \rightarrow \omega$ transformation

Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe 合金在 350 °C 时效 2 h 后各

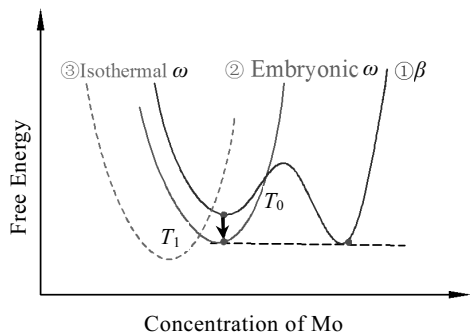


图 4 β相和ω相的自由能和Mo含量关系曲线示意图

Fig.4 Schematic free energy diagram versus Mo concentration for ω and β illustrating the mechanism of the phase transformation from β to ω

综合以上分析，在时效过程中，β→ω的相变可概括为：首先β自由能曲线的溶解度间隙驱动调幅分解，然后β基体内贫Mo区的{111}面部分坍塌，切变为胚状ω相。随后胚状ω相长大，转变为等温ω相。等温ω相在长大过程中排出ω非稳定元素，形成溶质元素贫化的伪平衡区。

另外，最新研究结果发现，淬火后时效的加热速度会影响ω相的形成机制。Barriobero-Vila等人^[42]将Ti-10V-2Fe-3Al合金从β区固溶处理后，以不同速度加热，发现在慢速加热时（5和20℃/min），通过扩散机制在β基体的溶质贫化区形成ω相。在快速加热时（50℃/min），通过晶格切变机制形成ω相。

5.2 ω→α的转变

关于ω相辅助形核α的机制，已有较多研究。普遍认为在ω相和β相间有大的错配度时，α在ω/β界面的凸台和错配位错处形核。在这种情况下，β相中的ω析出物多为立方状，而且在长大过程中，ω和β基体失去共格关系。这些ω析出物可能成为α相的形核位置。这类合金包括Ti-V二元系^[3,4]和Ti1023合金^[26]。

相对而言，在ω相和β相间错配度较小时，ω相往往呈椭球状。研究人员共提出了3种转变机制。第1种是α形核于ω/β界面的周围，这是由于在等温ω相形成过程中Al元素局部排出。而Al元素是α稳定元素，所以ω相周围的Al富集区域便于α相的形核^[43]。第2种机制是通过TEM暗场像观察到α相在ω相的内部通过切变机制析出^[44]。第3种是ω向α的相变包括ω/α界面的快速点阵重构和α/β界面的慢速Al扩散，是一个切变和扩散的混合机制^[39]。此外，T. Li等人通过HRTEM和3DAP技术发现，在邻近ω

相的α相中出现了O元素富集区。所以提出O元素富集区为α相的转变提供形核位置^[20]。但这一观察结果尚未在其他报道中证实，所以有待进一步研究。

近些年，研究人员对各类ω相辅助形核弥散细小的α相的作用进行了详细研究。例如，T. Li等人^[20]的研究表明，胚状ω相不能直接辅助形成α。在低温下，胚状ω相转变为等温ω相，是胚状ω相辅助形核α的必经之路。Y. Zheng等人^[45]将Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr合金固溶水冷，析出无热ω相，之后进行不同速度的加热实验，得出结论：无热ω相对析出弥散细小的α相不起直接作用。O. M. Ivasishin^[1]的研究表明，在低温下缓慢加热产生的等温ω相有助于形成均匀细小的α相，快速加热阻碍等温ω相的形成，产生的α相粗大，性能也更差。这些研究结果说明，在无热ω相、胚状ω相和等温ω相中，只有等温ω相对析出细小弥散的α相起直接作用。因此，时效过程中ω向α的转变实际最终是等温ω向α的转变。

6 结 语

在使用高分辨透射电子显微镜（HRTEM）和三维原子探针（3DAP）分析热ω相的形态、结构和成分后，研究人员将传统的热ω相再次细分为时效早期的胚状ω相和时效后期的等温ω相，发现胚状ω相和无热ω相类似，都是通过调幅分解的溶质贫化区切变形成。而等温ω相是胚状ω相的继续长大，并伴随着溶质元素的扩散排出。

在各类ω相中，无热ω相和胚状ω相都对析出细小弥散的α相不起直接作用，只有等温ω相才有利于析出细小的α相。因此，可将等温时效时β基体析出细小α的相变过程细分为：β→β+胚状ω→β+等温ω→β+α。

此外，ω相附近氧富集区辅助形核α的机制还需进一步确认；加热速度影响ω相形成机制的原理仍需研究；无热ω相、胚状ω相和等温ω相对α相尺寸的影响机制尚无统一认识。这些都是后续需要研究解决的问题。

参考文献 References

- [1] Ivasishin O M, Markovsky P E, Semiatin S L *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 405(1-2): 296
- [2] Chen Y, Du Z, Xiao S *et al. Journal of Alloy & Compounds*[J], 2014, 586: 588
- [3] Blackburn M J, Williams J C. *Transactions of TMS-AIME*[J], 1968, 242: 2461

- [4] Williams J C, Blackburn M J. *Transactions of TMS-AIME*[J], 1969, 245: 2352
- [5] Frost P D, Parris W M, Hirsch L L. *Trans Amer Soc Metals*[J], 1954, 46: 231
- [6] Bakonyi I I, Ebert H, Liechtenstein A I. *Physical Review B* [J] 1993, 48(11): 7841
- [7] Grad G B, Blaha P, Luitz J *et al. Physical Review B*[J], 2000, 62(19): 12743
- [8] Zhang Tingjie(张廷杰). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 1989, 5: 77
- [9] Qin Dongyang(秦冬阳), Lu Yafeng(卢亚锋), Liu Qian(刘茜) *et al. Materials Review A*(材料导报 A)[J], 2012, 5: 101
- [10] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [11] Duerig T W, Terlinde G T, Williams J C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1980, 11(12): 1987
- [12] Shekhar S, Sarkar R, Kar S K *et al. Materials and Design*[J], 2015, 66: 596
- [13] Laheurte P, Eberhardt A, Philippe M J. *Materials Science & Engineering A* [J], 2005, 396(1-2): 223
- [14] Fontaine D D, Paton N E, Williams J C. *Acta Metallurgica*[J], 1971, 19(11): 1153
- [15] Williams J C, Fontaine D D, Paton N E. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 1973, 4(12): 2701
- [16] Hida M, Sukedai E, Terauchi H. *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(6): 1429
- [17] Sikka S K, Vohra Y K, Chidambaram R. *Progress in Materials Science*[J], 1982, 27(3-4): 245
- [18] Jones N G, Dashwood R J, Jackson M. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(13): 3830
- [19] Devaraj A, Nag S, Srinivasan R. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(2): 596
- [20] Li T, Kent D, Sha G *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 106: 353
- [21] Banerjee S, Tewari R, Mukhopadhyay P. *Progress in Materials Science*[J], 1997, 42(1): 109
- [22] Fontaine D D. *Acta Metallurgica*[J], 1970, 18(2): 275
- [23] Boyer R R, Rosenberg H W. *Beta Titanium Alloy in the 80's*[M]. Atlanta, Georgia: Metallurgical Society of AEME, 1983: 85
- [24] Hickman B S. *Journal of Materials Science*[J], 1969, 4(6): 554
- [25] Ohmori Yasuya, Natsui Hiroshi, Nakai Kiyomichi *et al. Mater Trans JIM*[J], 1998, 39(1): 40
- [26] Ohmori Yasuya, Ogo Toshitaka, Nakai Kiyomichi *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 312(1-2): 182
- [27] Ng H P, Douguet E, Bettles C J *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2010, 527: 7017
- [28] Nag S, Banerjee R, Fraser H L. *Mater Sci Eng C*[J], 2005, 25: 357
- [29] Lütjering G, Williams J C. *Titanium, 2nd ed*[M]. Berlin Heidelberg: Springer, 2007: 247
- [30] Banerjee S D, Mukhopadhyay P. *Phase Transformations: Examples from Titanium and Zirconium Alloys* [M]. Oxford: Pergamon Press, 2007: 473
- [31] Hanada S, Izumi O. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 1986, 17(8): 1409
- [32] Zheng Y, Williams R E A *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 103: 165
- [33] Sabol J C, Marvel C J, Watanabe M. *Scripta Materialia*[J], 2014, 92: 15
- [34] Sankaran R P, Ophus C, Ozdol B *et al. Philosophical Magazine* [J], 2014, 94(25): 2900
- [35] Bennett J M, Barnard J S, Stone H J *et al. Scripta Materialia* [J], 2015, 107: 79
- [36] Zhou Bangxin(周邦新), Liu Wenqing(刘文庆). *Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2007, 15(3): 405
- [37] Mantri S A, Choudhuri D, Alam T *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 130: 69
- [38] Choudhuri D, Zheng Y, Alam T *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 130: 215
- [39] Nag S, Banerjee R, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2136
- [40] Li T, Kent D, Sha G *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 104: 75
- [41] Li T, Kent D, Sha G *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 117: 92
- [42] Barriobero-Vila P, Requena G, Warchomicka F *et al. Journal of Materials Science*[J], 2015(3): 1412
- [43] Azimzadeh S, Rack H J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29(10): 2455
- [44] Prima F, Vermaut P, Texier G *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54(4): 645
- [45] Zheng Y, Sosa J M, Fraser H L. *JOM*[J], 2016, 68(5): 1343

Research Progress of ω Phase in Near- β Titanium Alloys

He Tao^{1,2}, Feng Yong^{1,2}, Luo Wenzhong², He Yongsheng^{1,2}, Lai Yunjin², Chen Haisheng²

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

(2. NLEL for Special Titanium Alloy Material Manufacturing, Western Superconducting Technology Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

Abstract: Metastable ω phase in near- β titanium alloys is helpful for the precipitation of fine α precipitates, which can affect mechanical properties of these alloys. Therefore, researchers have studied the formation conditions, classification, transformation mechanism and diffraction patterns of the ω phase since it has been found. This paper summarized the recent research results on embryonic ω , composition of ω and effects on α phase, which were researched by high resolution transmission electron microscopy and three-dimensional atom probe. On this basis, this paper expounded the current research difficulties and possible development direction.

Key words: near- β titanium alloys; ω phase; composition; phase transformation

Corresponding author: He Tao, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-86538751, E-mail: hetao1291@163.com