

特约专栏

# 快速冷却细化 TiAl 合金组织研究进展

陈 林, 梁永锋, 林均品

(北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

**摘 要:** TiAl 合金具有低密度、高比强度、优异的抗氧化性能以及抗蠕变性能, 但较低的室温塑性限制了其应用。细小的片层组织有助于改善 TiAl 合金的力学性能。快速冷却法细化 TiAl 合金组织具有工艺简单且操作方便等特点而备受关注。主要介绍了从 3 个相区: 液相区、 $\beta$  相区和  $\alpha$  相区进行快速冷却, 并结合后续热处理实现组织细化, 分析了不同温度区间和冷速对淬火组织的影响。主要从相变过程、细化原理、组织控制以及组织对性能的影响等方面展开, 阐述了快速冷却法细化 TiAl 合金的研究进展, 并对其存在的问题以及发展前景进行了讨论。

**关键词:** TiAl 合金; 快速冷却; 相变; 细化组织

**中图分类号:** TG146. 23      **文献标识码:** A      **文章编号:** 1674-3962(2020)09-0627-07

## Research Progress on Microstructure Refinement of TiAl alloys by Rapid Cooling

CHEN Lin, LIANG Yongfeng, LIN Junpin

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** TiAl alloys have attractive properties such as low density, high modulus, excellent oxidation resistance and creep resistance at elevated temperatures, but the low room-temperature ductility limits their application. The fine lamellar microstructure contributes to the mechanical properties improvement of TiAl alloys. The method of refining the microstructure of TiAl alloys through rapid cooling has attracted much attention due to the simple process and easy operation. Rapid cooling from 3 regions, *i. e.* liquid phase,  $\beta$  phase and  $\alpha$  phase with subsequent heat treatment for microstructure refinement, and the effects of different temperature and cooling rate on quenched microstructure are reviewed. From aspects of phase transformation, refinement mechanism, microstructure control and the effect of microstructure refinement on mechanical properties, the research status of the TiAl alloys' microstructure refinement by rapid cooling are discussed. The disadvantages and the prospect of this refining method are also discussed.

**Key words:** TiAl alloys; rapid cooling; phase transformation; refinement

### 1 前 言

TiAl 合金由于具有密度小、强度高、高温力学性能和抗氧化性优异等特点, 成为近年来材料研发领域的热点, 在汽车、航空航天等领域具有广阔的应用前景<sup>[1-3]</sup>。但是 TiAl 合金的室温塑性较差, 断裂韧性较低, 是目前

限制其广泛应用的主要因素<sup>[4, 5]</sup>。为了改善 TiAl 合金的塑性和断裂韧性, 研究人员进行了大量的探索, 主要通过组织调控来提高其综合力学性能<sup>[6-8]</sup>。

在 TiAl 合金 4 种典型的微观组织中, 全片层组织相较于其它组织, 具有更高的高温强度和断裂韧性, 是 TiAl 合金应用的理想组织。然而全片层组织的处理温度高, 晶粒容易异常长大, 导致其塑性显著降低。细小均匀的全片层组织具有良好的综合力学性能, 是目前研究的方向和热点<sup>[9]</sup>。TiAl 合金相变过程复杂, 可以通过增大液-固、固-固相变速度来细化组织。其中, 快速凝固可通过从液相区(L)快速冷却从而获得超细晶粒, 快速凝固后一般获得亚稳相, 可通过后续热处理来进一步调控组织。固态热处理细化晶粒的工艺相对比较简单, 因

收稿日期: 2019-12-26      修回日期: 2020-02-24

基金项目: 国家自然科学基金项目(51831001, 51671016); 中央高校基本科研业务费资助项目(FRF-GF-18-001A)

第一作者: 陈 林, 女, 1989 年生, 博士研究生

通讯作者: 林均品, 男, 1963 年生, 教授, 博士生导师,

Email: linjunpin@ustb.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201912022

此也备受关注。对于 TiAl 合金, 可通过在  $\beta$  单相区或  $\alpha$  单相区快速冷却后进行回火处理得到细小的片层组织, 冷却速度越大, 组织细化越明显<sup>[10]</sup>。本文对快速冷却法细化组织的研究进行了综述, 为 TiAl 合金组织调控提供参考。

## 2 液相区快速凝固细化组织

### 2.1 快速凝固过程与原理

快速凝固技术是指使金属熔体急冷瞬间凝固的技术。它的冷却速率相当大 ( $\geq 10^4 \sim 10^6$  K/s), 因此合金的非均匀形核被抑制, 而大的过冷度和高的液固界面推移速度有利于高的形核率及低的晶粒长大速度, 因此组织明显细化。

### 2.2 快速凝固细化 TiAl 合金组织的方法

根据快速凝固的原理, 在很多研究中实现了 TiAl 合金的组织细化。其中, Hanamura 等用单辊甩带 (坩埚为  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) 的方法制备出 30 mm 宽、60~100  $\mu\text{m}$  厚的 Ti50Al 合金薄带, 其组织为细小的  $\gamma$  晶粒 (1~3  $\mu\text{m}$ ), 并且通过透射电镜分析发现, 晶粒内有极细小的  $\alpha_2$  相 (100~300 nm)

析出<sup>[11]</sup>。Vujic 等通过锤砧法制备的 Ti48Al 薄片厚度在 25  $\mu\text{m}$  时,  $\gamma$  晶粒尺寸可细化至 1  $\mu\text{m}$ , 当薄片厚度为 50  $\mu\text{m}$  时  $\gamma$  晶粒尺寸变大, 晶粒尺寸与薄片的厚度, 即冷却速度有关<sup>[12]</sup>。Schimansky 等用喷射成形法制备出晶粒尺寸在 8~15  $\mu\text{m}$  的细小近  $\gamma$  组织, 也获得了片层团尺寸在 100  $\mu\text{m}$  以内的近片层组织和双态组织, 并且晶粒和片层团大小随着沉积物的厚度即冷速变化而变化<sup>[13]</sup>。图 1 展示了不同成分合金喷射成形后不同位置的组织, 可以看到晶粒和片层团尺寸都相对细小。由于喷射成形法得到的组织的孔隙率过高, 会进一步影响合金性能, 所以 Gerling 等对喷射成形的样品进行后续锻造或热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) 后都提高了材料性能, 其中近片层组织的 Ti48.9Al 合金经 HIP 处理后得到了较高的延伸率 (2.7%)<sup>[14]</sup>。通过激光熔覆法也可得到细小的片层组织。Zhang 等用激光熔覆方法, 根据激光  $z$  轴位置和基体材料的不同, 得到了等轴的亚稳  $\alpha_2$  或块状的  $\gamma$  组织, 而亚稳  $\alpha_2$  组织可通过后续退火处理 (900  $^\circ\text{C}$ , 15 min) 得到细小的全片层组织, 片层团尺寸为 5~20  $\mu\text{m}$ , 片层间距为 2~10 nm<sup>[15]</sup>。

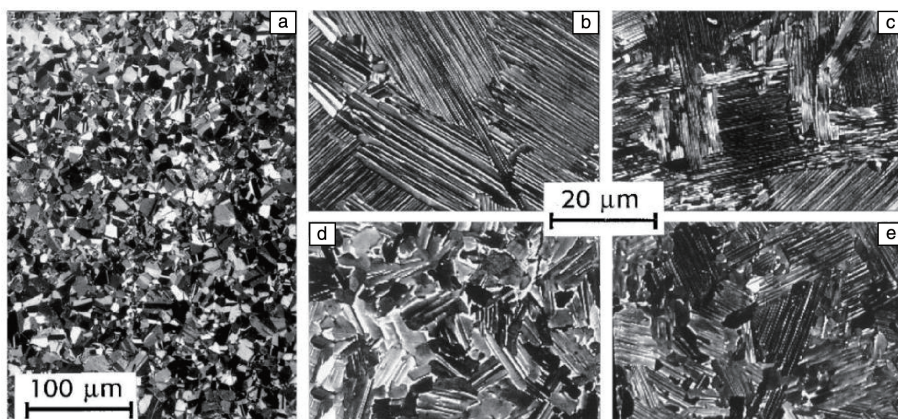


图 1 喷射成形的 TiAl 合金的微观结构<sup>[13]</sup>: (a) Ti48.9Al 合金样品底部金相照片, Ti47Al4(Nb, Mn, Cr, Si) 合金样品中间位置 (b) 和顶部 (c) 的 SEM 照片, Ti47Al4(Nb, Mn, Cr, Si)+0.5B 合金样品中间位置 (d) 和顶部 (e) 的 SEM 照片

Fig. 1 Microstructures of spray formed titanium aluminides<sup>[13]</sup>: (a) metallograph of Ti48.9Al alloy sample's bottom area, SEM images of middle (b) and top (c) areas of Ti47Al4(Nb, Mn, Cr, Si) alloy sample, SEM images of middle (d) and top (e) areas of Ti47Al4(Nb, Mn, Cr, Si)+0.5B alloy sample

另外, 经由液相快速凝固制得的细小粉末, 组织可细化至纳米级别。罗江山等通过自悬浮定向流技术得到了平均粒径在 40~95 nm 的 TiAl 合金纳米粉, 当蒸发温度为 2400  $^\circ\text{C}$  时, 纳米粉末基本为纯  $\alpha_2$  晶粒, 晶粒尺寸分布在 30~200 nm; 当蒸发温度为 2330  $^\circ\text{C}$  时, 纳米粉末包含了  $\alpha_2$  相和  $\gamma$  相两相, 晶粒尺寸分布在 15~70 nm<sup>[16]</sup>。在后续退火或烧结过程中, 随着温度和时间的增加, 单相  $\alpha_2$  会不断转化生成  $\gamma$  相,  $\alpha_2$  相和生成的  $\gamma$  相的晶粒尺寸也分别增大到 29.3 和 35.1 nm; 而复相纳米粉末经退火后逐渐变

成稳态的  $\gamma$  相,  $\gamma$  晶粒尺寸从 12.2 增大到 52.1 nm<sup>[17]</sup>。Zhang 等采用 HIP 的方法将快速凝固得到的粉末压成致密的块状材料, 其转变组织主要与 HIP 温度有关<sup>[18]</sup>。采用低温高压的 HIP 工艺, 可以得到完全致密且晶粒细小的  $\gamma$ -TiAl 合金。

## 3 $\beta$ 相区快速冷却细化组织

### 3.1 $\beta$ 相分解

通过在  $\beta$  相区进行快速冷却来细化组织是近几年的

一个研究热点。随着冷速的不同,  $\beta$  相会转变成不同的产物。Hu 等对 Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.1Si 合金在  $\beta$  相区进行顶端淬火实验, 最终得到不同的  $\beta$  分解产物, 并绘制了该合金的 CCT 曲线, 如图 2<sup>[19]</sup>。由图 2 可知, 随着冷速的降低,  $\beta$  分解产物依次为马氏体、块状  $\alpha_{\text{Massive}}$  (随后转变为  $\alpha_2$ )、 $\alpha_2 + \text{GB}\gamma$ 、魏氏体  $\alpha_{\text{W}}$ 。Cheng 等也通过从  $\alpha + \beta$  相区以不同速度冷却最终得到了不同的  $\beta$  分解产物, 并绘制了 CCT 曲线<sup>[20]</sup>。近期, Chen 等通过楔形样品淬火的方式得到了不同的  $\beta$  分解产物<sup>[21]</sup>, 随着冷速的降低,  $\beta$  分解产物分别为马氏体  $\alpha_2$ 、块状  $\alpha_{\text{Massive}}$ 、粗化  $\alpha_2$  板条以及少量的  $\gamma$  板条, 淬火后的  $\beta$  分解产物对后续热处理中组织细化有着重要的作用。研究结果表明, 具有高密度缺陷以及细小尺寸的马氏体组织经过后续热处理后, 得到的片层组织最细小。

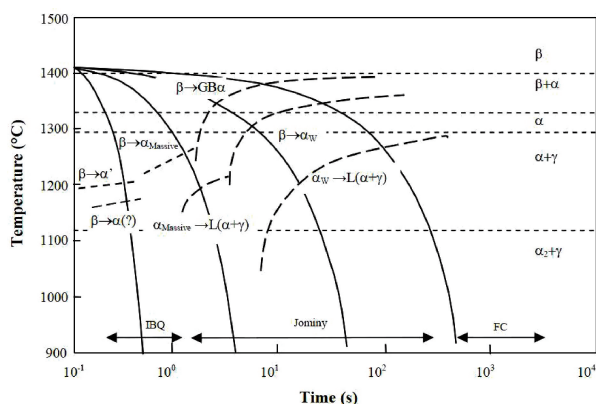


图2 Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.1Si 合金在 1410 °C 固溶处理后以不同冷速冷却的 CCT 曲线<sup>[19]</sup>

Fig. 2 Schematic CCT curves of Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.1Si after solution treatment at 1410 °C and cooling with different cooling rates<sup>[19]</sup>

### 3.2 $\beta$ 相区快速冷却细化组织的过程及原理

研究表明,  $\beta$  相区快速冷却细化组织的过程是: 合金在  $\beta$  相区进行保温然后淬火获得细小的马氏体组织, 再在  $\alpha$  相区附近回火可以得到细小的片层组织<sup>[21-23]</sup>。其原理是: 在较快的冷速下  $\beta$  相通过切变形成细小均匀(宽度小于 5  $\mu\text{m}$ )的马氏体板条, 此马氏体一般为  $\alpha_2$  相。由于  $\beta$  相为高对称性的体心立方结构, 共有 3 个等同的  $\langle 001 \rangle$  方向, 而  $\beta$  相向  $\alpha_2$  相转变的过程遵从 Burgers 取向关系<sup>[22]</sup>:  $\{110\}_{\beta} // \{0001\}_{\alpha_2}$ ,  $\langle 111 \rangle_{\beta} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ 。这将导致最多可形成 12 种不同取向的  $\alpha_2$  相变体。另外, 淬火导致马氏体内存在大量的缺陷, 这将促进后续回火过程的回复再结晶过程, 从而得到细小的片层组织。Chen 等的研究表明, 细小淬火马氏体经过回火后, 片层团尺寸可控制在 20~50  $\mu\text{m}$ <sup>[21]</sup>。Jin 等也报道过通过在  $\alpha + \beta$  相

区内淬火最终细化组织的研究<sup>[23]</sup>。研究表明, 在  $\alpha + \beta$  相区保温后水淬,  $\beta$  相转变成了细小针状的  $\alpha_2$ , 而原始  $\alpha$  相则转变为尺寸较大的柱状  $\alpha_2$ , 通过后续回火, 最终可得到细小的片层组织。

### 3.3 马氏体

在  $\beta$  相区快速冷却细化组织的关键是先得到细小均匀的马氏体组织。相对于 Ti 合金, 对 TiAl 合金中的马氏体的研究相对较少。Grujicic 等对 Ti-Al-V 系合金中  $\beta \rightarrow \alpha'$  马氏体转变作了较多研究<sup>[24-27]</sup>。Hu 等报道过, Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.1Si 合金可通过在  $\beta$  相区加热后冰盐水淬火得到马氏体组织<sup>[28]</sup>。另外, Takeyama 等通过分析 Ti-Al-V 系合金的相变路径, 调整了 Al 含量和 V 含量, 后通过固溶淬火得到了细小均匀的马氏体组织<sup>[29]</sup>。并且, 根据 TTT 曲线制定了后续热处理工艺, 即对淬火组织(马氏体+残留  $\beta$  相)进行两步热处理: 先以 0.4 K/min 的冷速从 1473 K 慢冷到 1423 K 以消除高温  $\beta$  相( $\beta \rightarrow \alpha$ ), 再以 10 K/min 的冷速从 1423 K 冷却到 1023 K ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) 然后水冷, 最终得到了细小的片层组织, 如图 3。可以看出, 淬火残留的细小  $\beta$  晶粒在后续热处理中可以起到一定的阻碍片层团长大的作用。Chen 等也通过实验证明 Ti-40Al-10V 合金可通过保温后水冷或空冷得到马氏体组织, 并分析了所有马氏体变体的晶体学分布。又通过后续退火, 最终得到晶粒尺寸在 0.5  $\mu\text{m}$  左右的  $\gamma$  组织<sup>[30, 31]</sup>。

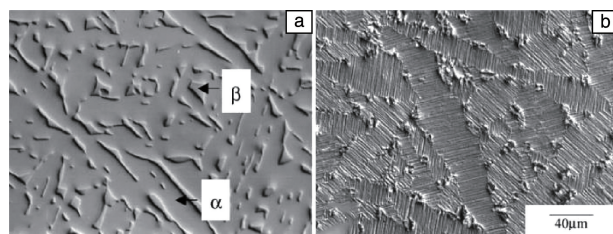


图3 Ti-42Al-8V 合金两步热处理前后的金相照片<sup>[29]</sup>: (a) 1673 K/3.6 ks/WQ + 1473 K/18 ks/WQ 热处理后的  $\beta/\alpha$  双相组织, (b) 再经过两步热处理 (1473 K/(0.4 K/min) + 1423 K/(10 K/min) + 1023 K/WQ) 后的  $\alpha_2 + \gamma$  片层组织

Fig. 3 Metallographs of Ti-42Al-8V alloy before and after the two-step heat treatment<sup>[29]</sup>: (a)  $\beta/\alpha$  dual phase microstructure with thermal history of 1673 K/3.6 ks/WQ + 1473 K/18 ks/WQ, (b)  $\alpha_2 + \gamma$  lamellar microstructure with thermal history of (a) + two-step heat treatment (1473 K/(0.4 K/min) + 1423 K/(10 K/min) + 1023 K/WQ)

马氏体组织的形成与合金成分也有关系。Chen 等研究了在 TiAl 合金中添加不同含量的  $\beta$  稳定元素(Cr 和 V)对马氏体组织以及后续回火组织的影响<sup>[32]</sup>。研究表明, 加入 Cr 和 V 元素有助于马氏体组织的形成。随着 Cr 含量的增加, 马氏体板条越细小(如图 4 所示), 回火后的片层团尺寸也越小; 而 V 含量的增加使淬火组织由块状



$\alpha_{\text{Massive}}$  变成马氏体, 且淬火马氏体经回火后得到的片层团尺寸远小于块状  $\alpha_{\text{Massive}}$  回火后的组织。

淬火马氏体一般需要在较大的冷速(水淬/冰盐水淬)下才能完全转变。然而, 强大的淬火应力可能会引起样品淬裂, 从而影响合金的性能。另外, 因为  $\beta$  相区温

度较高, 在此温度保温,  $\beta$  晶粒一般比较粗大, 淬火应力难以得到协调和松弛, 这也是容易淬裂的原因之一。当样品尺寸较大时, 不能保证全部淬透得到马氏体, 而当样品尺寸太薄时, 淬火时由于内应力作用样品易弯曲变形, 这些都是  $\beta$  相区快冷细化组织需要研究的问题。

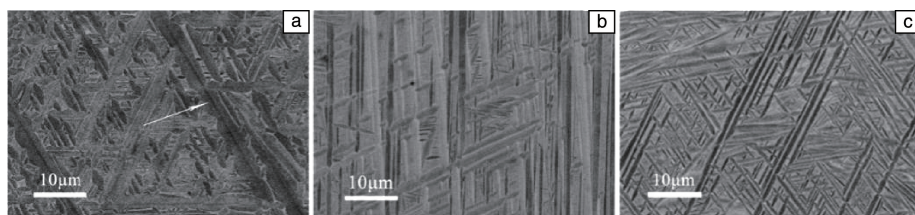


图 4 不同 Cr 含量的 Ti-42.5Al-6Nb-xCr 合金在 1400 °C 保温 3 h 后经盐水淬火的 SEM-BSE 照片<sup>[32]</sup>: (a) 1%, (b) 2%, (c) 3%

Fig. 4 SEM-BSE images of Ti-42.5Al-6Nb-xCr alloys with different Cr content iced-water quenched after 1400 °C/3 h solution<sup>[32]</sup>:

(a) 1%, (b) 2%, (c) 3%

## 4 $\alpha$ 相区快速冷却细化组织

### 4.1 $\alpha$ 相分解

研究表明, 在不同的冷速下,  $\alpha$  相分解得到不同的组织<sup>[33-35]</sup>: 随着冷速加大, 得到的组织依次为片层组织、魏氏组织、羽毛状组织、块状组织以及  $\alpha_2$ 。另外,  $\alpha$  分解产物不仅与冷速有关, 也与合金成分和原始组织有关。

### 4.2 $\alpha$ 相区快速冷却细化组织的过程

在最新的细化组织相关报道中, 许多研究都是通过控制相关的相变来控制微观结构的, 如块状转变(MT)、近  $\gamma$  相变(NGT)和不连续粗化(DC)<sup>[36, 37]</sup>。其中, 块状转变就是由  $\alpha$  相区快速冷却而得到。Kumagai<sup>[38]</sup>等通过

在  $\alpha$  单相区水淬得到块状  $\gamma$  组织, 再在  $\alpha+\gamma$  相区保温后水冷得到细小的  $\alpha_2+\gamma$  片层组织。 $\alpha$  的析出最初以细小板条的形式出现, 随着保温时间延长, 在晶界会出现粗化和不连续的析出, 而最终形成的细小  $\alpha_2$  ( $\alpha$  有序化) 板条具有热稳定性。Wang 等首先在  $\alpha$  相区淬火得到形状不规则且均匀细小的块状  $\gamma$  组织, 再将其在  $\alpha$  相区进行多次循环短时保温+快速冷却(R-HT)处理。研究表明, 当循环 2 次时, 粗大片层组织转变为块状组织以及细小片层团; 当循环 6 次时, 块状组织减少, 细小片层组织增多; 当循环 8 次时基本全部转变为细小片层组织, 片层团尺寸可从 500  $\mu\text{m}$  细化至 10  $\mu\text{m}$ <sup>[39, 40]</sup>, 如图 5 所示。

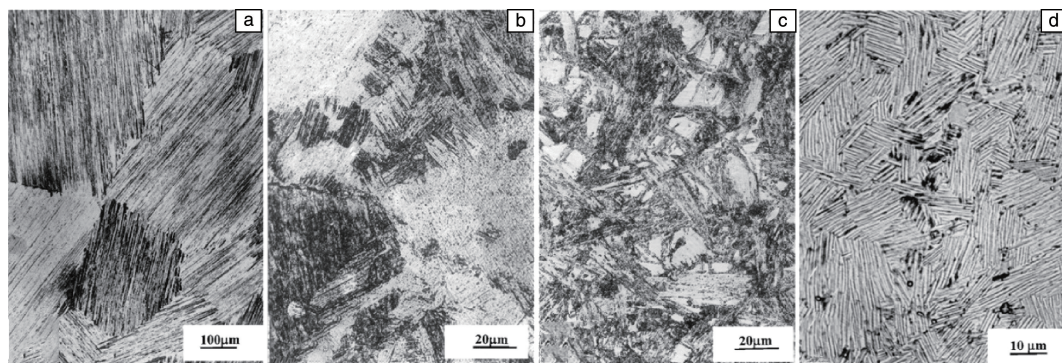


图 5 Ti-48Al-2Cr 合金经不同热处理工艺处理后的金相照片<sup>[40]</sup>: (a) 铸态+热等静压, (b) 2 次快速热处理, (c) 6 次快速热处理, (d) 8 次快速热处理

Fig. 5 Metallographs of Ti-48Al-2Cr alloy after different heat treatments<sup>[40]</sup>: (a) as cast and HIPed material, (b) 2 times of R-HT, (c)

6 times of R-HT, (d) 8 times of R-HT

### 4.3 $\alpha$ 相区快速冷却细化组织的原理

研究表明,  $\alpha$  相区快速冷却细化组织的原理是: 当块状组织在  $\alpha$  或  $\alpha+\gamma$  相区进行加热时, 根据  $\gamma$  相与  $\alpha$  相之间的取向关系,  $\alpha$  相会平行于  $\gamma$  相的  $\{111\}$  面析出, 且

$\gamma$  相的  $\{111\}$  面有 4 个等价晶面, 因此每个  $\gamma$  晶粒会被分成 4 个域, 这是组织细化的一个原因。另外, 淬火得到的块状  $\gamma$  组织中存在高密度的晶体缺陷: 位错、堆垛层错以及反相畴界<sup>[41, 42]</sup>。如图 6 所示, 在较快的水淬冷速



下得到的块状  $\gamma$  组织内部有大量的缺陷,而在油淬冷速下得到的羽毛状  $\gamma_b$  组织(图中 P 为原始羽毛状  $\gamma_b$ , S 为二次羽毛状  $\gamma_b$ )内缺陷密度较小。因此,这些缺陷在后续回火过程中给  $\alpha$  提供了大量的形核位置,有利于回复和再结晶,这是组织细化的第二个原因。在基于此方法的实验中需要控制好几个关键因素:①冷速,通常情况下油淬或者水淬可得到块状  $\gamma$  组织。冷速过慢有可能得到羽毛状  $\gamma$  组织,该组织不具备小尺寸和大量缺陷等特点<sup>[41, 10]</sup>;冷速过快得到的组织为  $\alpha_2$ ,而无法得到块状  $\gamma$  组织。另外,同等冷速下淬火组织与合金成分以及合金原始组织也有关系。Zhang<sup>[41]</sup>等总结指出:相同淬火条件下,不同合金和不同预处理可得到不同的  $\alpha$  分解产物。大量块状  $\gamma$  组织的形成与合金成分、合金组织和冷速都有关系。②回火保温时间,保温时间越长片层团尺寸越大。因此,在组织均匀转变的前提下保温时间越短越好。

另外, Clemens 等对  $\alpha/\alpha_2$ ( $\alpha$ 有序化)相从  $\gamma$  相中形成的过程做了研究<sup>[43]</sup>。将淬火得到的块状  $\gamma$  组织在 400~1200 °C 等时间退火,1200 °C 时细小的  $\alpha_2$  相在  $\gamma$  晶粒中形成比较明显。图 7 为得到的块状  $\gamma$  组织以及细小片层组织。对不同温度退火后的样品进行硬度测试,发现在

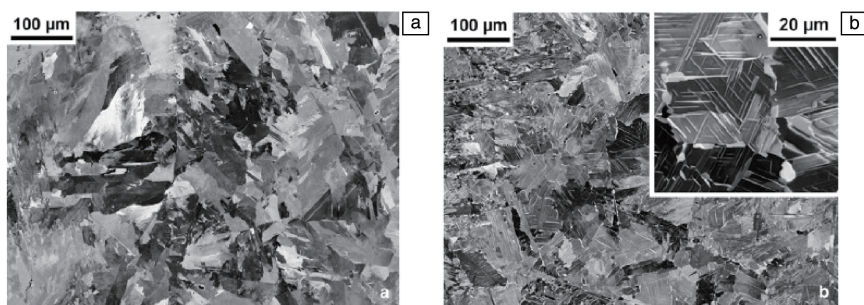


图 7 Ti-46Al-9Nb 合金 SEM-BSE 照片<sup>[43]</sup>: (a) 块状转变组织, (b) 1200 °C 退火 1 h 后的组织, 插图为片层组织放大照片

Fig. 7 SEM-BSE images of Ti-46Al-9Nb<sup>[43]</sup>: (a) massive transformation; (b) after annealing for 1 h at 1200 °C, insert: detail of crossed  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al laths

Perez-Bravo 等通过在  $\alpha$  相区进行顶端淬火实验,在试样顶部(慢冷)和底部(快冷)分别得到了亚稳态的粗大片层组织和  $\alpha_2$  相,再在共析温度  $T_c$  点附近进行不同的热处理,也得到了细小的片层组织<sup>[44]</sup>。细化原理主要是水冷得到的亚稳态  $\alpha_2$  晶粒在 1000 °C 以上保温时,由于具有足够的驱动力引起  $\alpha_2 \rightarrow \gamma$  的切变反应,优先在晶界处形成了  $\alpha_2 + \gamma$  的片层组织,然后发生了不连续粗化反应从而最终得到细小均匀的片层组织。不连续粗化反应细化组织在其它文章中也有研究<sup>[45]</sup>。而亚稳态的片层组织细化过程主要与片层界面的不连续粗化有关。Cha 等也通过在  $\alpha$  单相区保温并快速冷却得到过饱和  $\alpha_2$  及少量的  $\gamma_m$ ,随后加热到  $T_c$  温度以下再迅速油淬,最

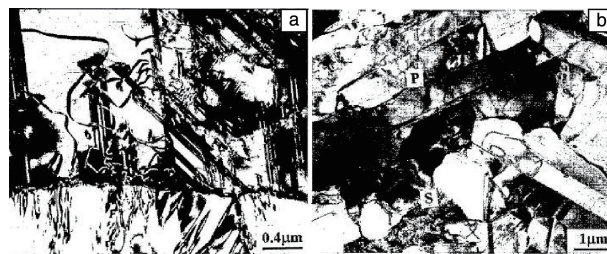


图 6 不同冷速下  $\alpha$  相分解产物的 TEM 照片<sup>[41]</sup>: (a) 水淬冷速下得到的块状  $\gamma_m$  以及大量的缺陷, (b) 油淬冷速下得到的羽毛状  $\gamma_b$  及少量缺陷

Fig. 6 Bright field TEM images of the  $\alpha$ -decomposition products at different cooling rates<sup>[41]</sup>: (a) the massive  $\gamma_m$  domains with abundant faults after water quenching, (b) the thick primary feathery  $\gamma_b$  plates slightly misoriented after oil quenching

600 °C 退火时硬度值达到最高,原因有两种可能:①此温度下极细小的  $\alpha_2$  相开始形成,强化作用明显。②淬火空位开始移动形成团簇,使位错固定,从而增强了硬度。而在 800~1100 °C 温度退火时,硬度开始下降,说明有回复过程发生。而当 1200 °C 退火时,  $\alpha_2$  相稳定形成,硬度又有所提高。

终得到纳米尺寸的片层结构<sup>[46, 47]</sup>。后期的硬度测试表明,片层板条越细硬度值越大。

## 5 普通热处理时冷速对片层组织的影响

TiAl 合金的全片层组织是在高于  $T_\alpha$ ( $\alpha$  相转变温度)温度下热处理得到的。高温下的  $\alpha$  单相经炉冷就可以得到完全由  $\alpha_2 + \gamma$  片层团组成的全片层组织。但是因为热处理温度较高,且  $\alpha$  单相区没有第二相钉扎,  $\alpha$  晶粒的长大速度快,导致全片层组织一般较为粗大。研究表明,为了最大限度地减弱片层的粗大化,一旦片层形成,冷却速度越快,片层组织越细<sup>[48-50]</sup>。Novoselova 等研究了普通热处理冷速对 TiAl 合金组织的影响。从表 1 可以看

出,随着冷却速率的增大,片层团尺寸变小,而通过先炉冷到 1000 ℃再水淬得到的片层团尺寸最小<sup>[51]</sup>。

6 组织细化对合金性能的影响

由于组织细化可同时提高材料强度和塑性,因此关于 TiAl 合金组织细化对力学性能的影响也有很多报道。Vujic 等通过锤砧法制备的薄片的硬度比快速凝固+热处理以及普通铸态合金的硬度值高 2 倍<sup>[12]</sup>。Wang 等将通过快冷以及循环热处理得到的最小尺寸的(10 μm)片层组织与再次回火后得到的片层组织(25 μm)、大尺寸片层组织

(316 μm)和铸态片层组织(537 μm)进行了室温拉伸对比实验,最终得出随着片层组织的细化,室温塑性从 0.7% 提高到了 3.3%,屈服强度从 330 提高到 660 MPa,断裂强度从 415 增大到 825 MPa,如图 8 所示<sup>[39]</sup>。Wu 等也通过块状转变+回火的方式最终得到 Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金的细小片层组织,还通过 850 ℃盐浴淬火的方式避免了油淬产生的裂纹。并采用淬火后 HIP 的方法进行热处理。对比发现,通过块状转变再回火或者结合 HIP 处理的样品性能优于普通热处理的样品<sup>[52]</sup>。

表 1 Ti-46Al-1.9Cr-3Nb 合金不同热处理工艺处理后的晶粒尺寸分布<sup>[51]</sup>  
Table 1 Grain size distributions of Ti-46Al-1.9Cr-3Nb alloy after different heat treatments<sup>[51]</sup>

Heat treatment type	Average grain size/ μm	Standard deviation/ μm	$l_{50}^a/\mu\text{m}$	Surface to volume ratio/ (1/mm)
1450 ℃/10 min + cooling at 5 ℃/min	186	128	134	21.5
1450 ℃/10 min + cooling at 10 ℃/min	152	104	112	26.4
1450 ℃/10 min + cooling at 20 ℃/min	145	95	104	27.7
1450 ℃/10 min + cooling at 30 ℃/min	113	72	87	35.5
1450 ℃/10 min + cooling at 40 ℃/min	100	62	76	40.1
1450 ℃/10 min + cooling at 50 ℃/min	88	53	67	45.7
1450 ℃/30 min + cooling at 20 ℃/min	133	94	97	30.0
1450 ℃/120 min + cooling at 20 ℃/min	203	218	127	19.7
1450 ℃/10 min + FC (75 ℃/min)	68	45	51	58.4
1450 ℃/10 min + FC to 1000 ℃+ AC	72	45	52	55.6
1450 ℃/10 min + FC to 1000 ℃+ WQ	52	33	41	76.4

Note: ‘a’ means that the grain size below or above are 50% of all grains

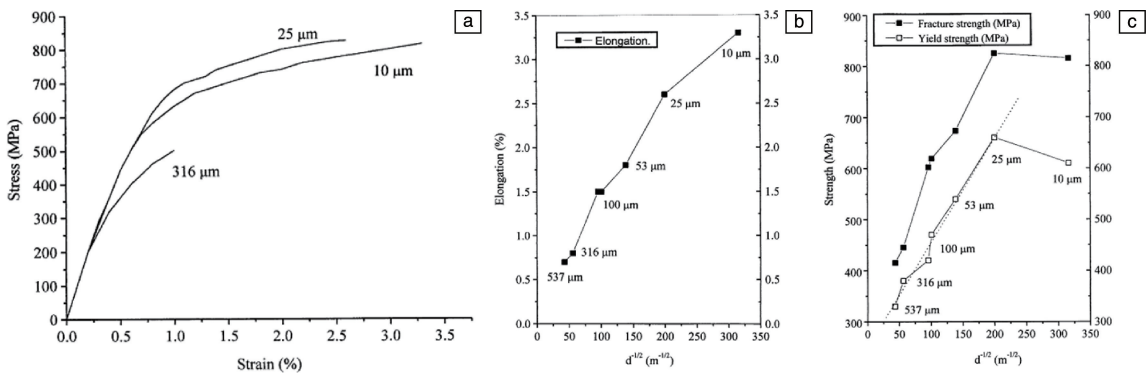


图 8 不同片层团尺寸的 Ti-48Al-2Cr 合金力学性能的比较<sup>[39]</sup>: (a) 室温拉伸的应力-应变曲线, (b) 延伸率随片层团尺寸的变化, (c) 强度随片层团尺寸的变化

Fig. 8 Comparison of the mechanical properties of Ti-48Al-2Cr alloy with different lamellar colony sizes<sup>[39]</sup>: (a) stress-strain curves of RT tensile test, (b) variation of RT elongation with lamellar colony size, (c) variation of RT strength with lamellar colony size

7 结 语

快速冷却法细化 TiAl 合金组织,工艺相对简单且操作方便,并且组织细化效果明显,此方法对于 TiAl 合金的组织调控和性能优化都具有较大的应用前景。通过快速冷却法细化 TiAl 合金组织,往往需要有合适的淬火组

织(如块状 γ、马氏体),且淬火组织受很多因素的影响。淬火应力引起的开裂不利于合金性能的改善,是利用该方法优化合金组织和性能的挑战。

参考文献 References

[1] KIM Y W. JOM[J], 1991, 43(8): 40-47.



- [2] KIM Y W. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(6): 1121–1134.
- [3] CHAN K S, KIM Y W. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 1993, 24(1): 113–125.
- [4] KIM H Y, HONG S H. *Scripta Materialia*[J], 1998, 38(10): 1517–1523.
- [5] WANG X, LIN J P, ZHANG L Q, *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*[J], 2010, 34(5): 658–662.
- [6] ZHU B, XUE X Y, KOU H C, *et al.* *Intermetallics*[J], 2018, 100: 142–150.
- [7] YANG G, KOU H C, YAHG J, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 112: 121–131.
- [8] TANG B, CHENG L, KOU H C, *et al.* *Intermetallics*[J], 2015, 58: 7–14.
- [9] KIM Y W. *JOM: Journal of the Minerals, Metals & Materials Society* [J], 1994, 46(7): 30–39.
- [10] YANG J, WANG J N, XIA Q F, *et al.* *Materials Letters*[J], 2000, 46(4): 193–197.
- [11] HANAMURA T, SUGAI T, TANINO M. *Journal of Materials Science* [J], 1990, 25(7): 3286–3290.
- [12] VUJIC D, LI Z X, WHANG S H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1988, 19(10): 2445–2455.
- [13] SCHIMANSKY F P, LIU K W, GERLING R. *Intermetallics* [J], 1999, 7(11): 1275–1282.
- [14] GERLING R, SCHIMANSKY F P, WEGMANN G, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2002, 326(1): 73–78.
- [15] ZHANG X D, BRICE C, MAHAFFEY D W, *et al.* *Scripta Materialia* [J], 2001, 44: 2419–2424.
- [16] 罗江山, 李喜波, 唐永建, 等. 含能材料[J], 2012, 20(3): 286–288.  
LUO J S, LI X B, TANG Y J, *et al.* *Chinese Journal of Energetic Materials*[J], 2012, 20(3): 286–288.
- [17] 罗江山, 易勇, 李喜波, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2015, 44(5): 1281–1284.  
LUO J S, YI Y, LI X B, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* [J], 2015, 44(5): 1281–1284.
- [18] ZHANG G, BLENKINSOP P A, WISE M L H. *Intermetallics* [J], 1996, 4(6): 447–455.
- [19] HU D, JIANG H, LORETTO M H, *et al.* *Beta Phase Decomposition in a TiAl Alloy During Continuous Cooling*[C]// *Proceedings of the 5<sup>th</sup> International Conference on Processing and Manufacturing of Advances Materials-THERME 2006 (Materials Science Forum, Vols: 539–543). Switzerland: Trans Tech Publications, 2007: 3625–3630.*
- [20] CHENG T T, LORETTO M H. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(13): 4801–4819.
- [21] CHEN L, LIN J, XU X, *et al.* *Intermetallics*[J], 2019, 113: 106576.
- [22] BURGERS W G. *Physica*[J], 1934, 1(7–12): 561–586.
- [23] JIN Y, WANG J N, YANG J, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(2): 113–117.
- [24] GRUJICIC M, NARAYAN C P. *Materials Science and Engineering: A* [J], 1992, 151(2): 217–226.
- [25] GRUJICIC M. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1992, 154(1): 75–78.
- [26] DANG P, GRUJICIC M. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*[J], 1996, 4(2): 123.
- [27] GRUJICIC M, DANG P. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1997, 224(1/2): 187–199.
- [28] HU D, JIANG H. *Intermetallics*[J], 2015, 56: 87–95.
- [29] TAKEYAMA M, KOBAYASHI S. *Intermetallics* [J], 2005, 13(9): 993–999.
- [30] CHEN Y, KOU H C, CHENG L, *et al.* *Journal of Materials Science* [J], 2019, 54(2): 1844–1856.
- [31] CHEN Y, CHENG L, SUN L, *et al.* *Metals*[J], 2018, 8(3): 156.
- [32] CHEN L, LIN J, XU X, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 741: 1175–1182.
- [33] WANG P, VISWANATHAN G B, VASUDEVAN V K. *Metallurgical and Materials Transactions: A*[J], 1992, 23(2): 690–697.
- [34] DEY S R, HAZOTTE A, BOUZY E. *Intermetallics* [J], 2009, 17(12): 1052–1064.
- [35] HU D, HUANG A J, NOVOVIC D, *et al.* *Intermetallics*[J], 2006, 14(7): 818–825.
- [36] DENQUIN A, NAKA S. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 343–352.
- [37] DENQUIN A, NAKA S. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 353–365.
- [38] KUMAGAI T, ABE E, TAKEYAMA M, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 1997, 36(5): 523–529.
- [39] WANG J N, XIE K. *Scripta Materialia*[J], 2000, 43(5): 441–446.
- [40] WANG J N, XIE K. *Intermetallics*[J], 2000, 8(5/6): 545–548.
- [41] ZHANG W J, EVANGELISTA E, FRANCESCONI L. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1996, 220(1/2): 15–25.
- [42] LI Y G, LORETTO M H. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(12): 3413–3419.
- [43] CLEMENS H, BARTELS A, BYSTRZANOWSKI S, *et al.* *Intermetallics*[J], 2006, 14(12): 1380–1385.
- [44] PEREZ-BRAVO M, MADARIAGA I, OSTOLAZA K, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2005, 53(10): 1141–1146.
- [45] YANG J, WANG J N, WANG Y, *et al.* *Intermetallics*[J], 2003, 11(9): 971–974.
- [46] CHA L, SCHMOELZER T, ZHANG Z, *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14(5): 299–303.
- [47] CHA L, SCHEU C, CLEMENS H, *et al.* *Intermetallics*[J], 2008, 16(7): 868–875.
- [48] DIMIDUK D M, MARTIN P L, KIM Y W. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1998, 243(1/2): 66–76.
- [49] WEN C E, YASUE K, LIN J G, *et al.* *Intermetallics*[J], 2000, 8(5/6): 525–529.
- [50] CAO G X, FU L F, LIN J G, *et al.* *Intermetallics*[J], 2000, 8(5/6): 647–653.
- [51] NOYOSELOVA T, MALINOV S, SHA W. *Intermetallics*[J], 2003, 11(5): 491–499.
- [52] WU X, HU D. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(8): 731–734.