常规铸造定向层片 TiAl 合金持久加载中的组织退化及改善途径

朱春雷，张熹雯，骆 晨，李 胜，张 继

(钢铁研究总院，北京 100081)

摘 要：基于 TiAl 合金常规铸造定向层片组织与多孪晶合成晶体（polysynthetically twinned crystals, PST）的组织差别，详细讨论这些组织差别对常规铸造定向层片组织 TiAl 合金持久加载过程中组织退化的影响，并探讨降低这些不利影响的微合金化途径。结果表明：定向层片组织与 PST 晶体的差别主要包括存在层片团界和小角度取向差、Al 元素成分偏析以及 α_2 相体积分数高于热力学平衡状态，同时，后续热等静压导致等轴 γ 晶粒析出和层片间距增加也是另外的明显差别。这些组织差别对定向层片组织持久加载过程中的组织退化造成不同程度的加剧作用。其中，Al 元素成分偏析和 α_2 相体积分数过高促进了定向层片组织铸态试样的组织退化，热等静压试样中析出的等轴 γ 晶粒进一步加剧了其组织退化，这些均对定向层片组织持久寿命造成不利影响。而层片团界对组织退化的影响程度较小。此外，探讨了采用 Zr、C、Si 微合金化抑制持久加载过程中组织退化进而改善持久性能的可行性。

关键词：TiAl；定向层片；持久加载；组织退化；常规铸造

中图法分类号：TG146.2$^+$3 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2018)02-0560-07

γ-TiAl 合金具有低密度、高比强度以及良好的抗氧化和抗蠕变等特点，被视为一种可替代部分镍基高温合金应用于发动机热端部件的高温结构材料[1]。在 TiAl 合金几种典型组织中，层片组织表现出最为优异的蠕变抗力[2]，作为具有工程应用价值的组织设计之一而备受关注。关于 PST 晶体 TiAl 合金 700~815 ℃蠕变变形研究表明，当载荷方向平行于层片界面（Φ=0°）时，层片界面有效阻碍剪切变形发展，使其表现出明显高于其他取向层片的蠕变抗力；同时，其蠕变激活能也均高于其他取向层片，最小蠕变速率比无择优取向特征的多晶全层片组织低 1 个数量级[3]。由此可见，获得层片界面平行于载荷方向的定向层片组织，有助于进一步提高层片组织 TiAl 合金的抗蠕变性能，为进一步提高其服役时间或使用温度提供性能储备。

目前，获得定向层片组织 TiAl 合金的主要工艺是定向凝固[4,5]。但定向凝固制备定向层片组织，存在工艺难度大、效率低和成本高等不足，且难以在复杂结构件上实现。最近研究发现，采用常规铸造，通过控制 Ti/Al 原子比和凝固冷却条件，也可获得定向层片组织，且该组织在叶片类部件可以实现[6]。后续力学性能测试表明，该定向层片组织在承受近似平行于层片界面的载荷作用时，表现出较好的室温拉伸强/塑性组合[7]、优异的高温持久性能[8]以及高温氧化后仍保持较高的室温塑性[9]。然而，由于获得常规铸造定向层片组织要求相对较快的凝固冷却速度，所得组织的相组成及成分均偏离平衡状态，而且，该组织本质上是一种多晶定向层片组织，其与理想的 PST 晶体存在显著差别。根据组织特征参数对 TiAl 合金蠕变行为影响的研究可知，这些差别均将可能影响定向层片组织蠕变过程中的组织退化行为，进而影响其持久蠕变性能[10-12]。

本研究基于 TiAl 合金常规铸造定向层片组织与 PST 晶体的组织差别，详细讨论这些差别对持久加载过程中组织退化的影响，并基于此探讨提出改善定向层片组织持久性能的途径。本研究有助于进一步理解常规铸造定向层片 TiAl 合金的持久加载过程中组织退化行为及明确改善其持久性能的途径。

1 实 验

实验合金名义成分为 Ti-47Al-2.5V-1.0Cr (at%)。采用水冷铜坩埚真空感应悬浮炉熔炼 2 次得到母合金。在一定的凝固冷却条件下，重熔浇注到固定模中得到 Φ40 mm×180 mm 铸棒。由于柱状晶生长方向垂直于铸棒轴向，且该合金凝固初生相为全 α 相，冷却后 γ-TiAl/α_2-Ti_3Al 层片垂直于柱状晶生长方向，同时平行于铸棒轴向，从而获得层片取向一致的组织，称之为常规铸造定向层片组织（conventional casting directional lamellar,

收稿日期：2017-02-28

作者简介：朱春雷，男，1984 年生，博士，钢铁研究总院高温材料研究所，北京 100086，电话：010-62183386，E-mail: zhuchunleitial@163.com

CCDL）。经 950 ℃/12 h 处理得到铸态组织，经 1270 ℃/180 MPa/2.5 h 热等静压和 950 ℃/12 h 真空退火处理得到热等静压组织。其中，铸态组织为全层片组织，而热等静压组织为近层片组织（γ 晶粒体积分数约 5%）。尽管经过热处理，但均未破坏定向层片取向特征[7]。

持久试样标距 Φ5 mm×25 mm、接头螺纹 M8。在 RS-5 型持久试验机上进行 800 ℃/300 MPa 拉伸持久加载和卸载试验。卸载后，采用 JEOL JSM7800 场发射扫描电镜 BSE 模式观察截面微观组织。同时，取在该模式下不少于 10 张照片采用定量金相法进行 α_2 相体积分数的统计。采用 JEOL JXA-8530F 电子探针进行成分分析。

2　CCDL 组织与 PST 晶体的组织差别

多孪晶合成晶体（PST）是由区域熔炼定向生长而得到的具有单一取向的全层片组织[13]。而本文所述的定向层片组织（CCDL）是采用常规铸造得到的，该定向层片组织与 PST 晶体 0°取向层片主要存在以下几点差别：

（1）存在层片团界，且相邻层片团的层片取向存在小角度取向差（小于 15°）。事实上，CCDL 组织是凝固过程中多个初生 α 柱状晶通过固态相变得到的，其本质是一种择优取向的多晶层片组织[13]。并且，由于凝固前沿的温度梯度方向可能存在微小波动，相邻 α 柱状晶存在小角度的取向差，图 1 中相邻层片团取向差为 10.6°。而 PST 晶体是单一取向单个层片团组织，仅存在层片界面，不存层片团界，即通常所说的晶界[14]。

（2）存在化学成分微观偏析。CCDL 组织为在常规铸造条件下获得的定向层片组织。凝固过程中需保证初生相为全 α 柱状晶，这要求较高的冷却速率。显然，该定向层片组织的制备是在非平衡凝固条件下进行。由于溶质原子在固/液相的溶解度不同，因而所得组织存在微观偏析。EPMA 分析结果显示，以主元素 Al 为例，在约 300 μm 范围内富铝区和贫铝区铝质量分数含量相差 4%　如图 2 所示。而 PST 晶体是在较慢的凝固速率条件(5~30 mm·h^{-1})下制备的[15,16]，其轴向 3 mm 区域内的 Al 元素偏析小于 0.6 at%[17]，明显低于本研究所述材料。

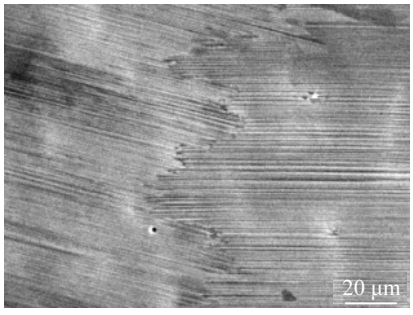


图 1　CCDL 组织的相邻层片团

Fig.1　Aligned colonies of CCDL

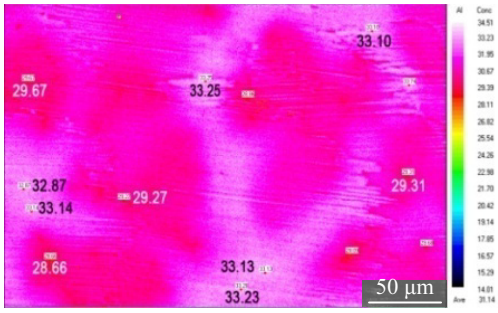


图 2　CCDL 铸态组织 Al 元素分布的 EPMA 照片

Fig.2　EPMA result of Al element for as-cast structure of CCDL

（3）α_2 相体积分数过高。当凝固结束后，为获得层片间距细小的组织以提高力学性能，要求在较高的冷却速率条件下进行冷却[18]。对于 Ti/Al 原子比在 1.041~1.174 之间的 TiAl 合金，α 相将按 α→L（α/γ）→L（α_2/γ）路线转变[19]。由于 $\alpha\rightarrow\gamma$ 的转变为扩散型相变[20]，这种相变发生非常缓慢，而在较高冷却速率下，该扩散型相变不能完全发生，最终所得层片组织中 α（或 α_2）相体积分数高于相平衡状态，且其 Al 含量高于热力学平衡状态。在后续热处理、低温时效和蠕变过程中，α_2 相体积分数及其 Al 含量均需降低，以达到热力学平衡状态。由此增加了组织不稳定的倾向。

此外，后续热等静压处理还将造成定向层片组织变化。事实上，在长柱状晶交汇处（即最后凝固区）通常存在少量缺陷，这些缺陷将对力学性能造成不利影响，这需要采用热等静压处理进行消除。为保证定向层片组织特征，热等静压处理只能在 α+γ 两相区进行[21]。在此过程中，原始铸态组织中 Al 元素成分偏析程度明显降低，而且，原始组织中过量的 α_2 相基本溶解或转变为 γ 相，这些 γ 相一部分以 γ 层片形式存在于层片团内，增加了层片间距，另一部分以等轴 γ 晶粒形式存在于层片团内和层片界，且在层片团界的比例更高。等轴 γ 晶粒和层片间距增加均将降低层片组织 TiAl 合金的持久抗蠕变性能[10]。而 PST 晶体是由大量 γ 孪晶片和 α 片组成，并不存在等轴 γ 晶粒。

根据 TiAl 合金蠕变变形及断裂的机理可知，蠕变变形过程中，层片团界的存在、Al 含量和相组成偏离平衡状态、等轴 γ 晶粒和层片间距增加等因素均会加剧 TiAl 合金组织退化，从而降低层片组织 TiAl 合金的抗蠕变和持久性能[10,11]。

3　CCDL 组织持久加载过程中的组织退化

为深刻理解 CCDL 组织的持久断裂，首先分析理想的定向层片组织（即 PST 晶体）的蠕变变形及其持久断裂，进而根据上述差别，详细讨论这些差别对铸态组织和热等静压组织持久加载过程中组织退化的作用。

3.1　PST 晶体的蠕变变形

PST 晶体只由一个板条团组成，不存在板条团界，所以是研究全板条组织的力学性能及变形特征的最佳材料。PST 晶体 TiAl 合金 700~815 ℃蠕变变形研究表明[3]：当载荷方向与层片界面的夹角为 0°时，即硬取向方向，蠕变变形以穿过层片界面的剪切变形方式发生，由于最大剪切应力方向与载荷方向成 45°，剪切变形发生后在层片团内形成与层片界面成 45°的剪切变形带。剪切变形进一步发展需频繁穿过层片界面，而层片界面可有效阻碍剪切变形的发展，因而该取向层片具有更大的剪切变形抗力。当载荷方向与层片界面夹角为 45°时，即软取向方向，蠕变变形倾向于以平行于层片界面的滑移变形进行，即滑移变形沿 γ 相(111)面进行，由于软取向晶粒的屈服强度较低，因而蠕变变形在该取向层片团内沿层片界面滑移，见图 3。当层片界面垂直于载荷方向时（即 90°），与 0°硬取向相似，发生剪切变形导致层片弯曲。由上述分析可知，当载荷方向与层片界面夹角为 0°时，蠕变变形抗力最大。

此外，TiAl 合金 PST 晶体不同取向层片蠕变激活能计算结果显示[3]：0°、90°、45°蠕变激活能分别为 532±38、432±101 和 398 kJ/mol。其中，45°软取向方向的蠕变激活能与无择优取向特征的多晶全层片组织的蠕变激活能（389±57 kJ/mol）基本相当。这表明，无择优取向特征的多晶全层片组织的蠕变变形更易在软取向层片晶粒中进行。而硬取向层片特别是 0°取向层片的蠕变激活能明显高于 45°软取向层片的激活能，这种层片的蠕变变形抗力较大，最小蠕变速率比无择优取向特征的多晶全层片组织低 1 个数量级。尽管 TiAl 合金第 3 阶段加速蠕变均与组织退化和显微空洞以及裂纹的形成直接相关，但由于 0°取向层片具有更大的剪切变形抗力而更不易发生组织退化和形成空洞，因而最终表现出最高的蠕变寿命。

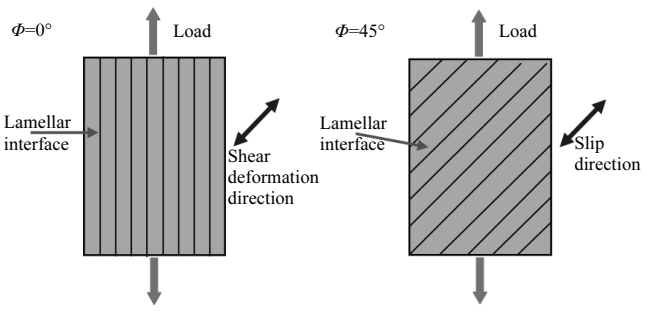


图 3　TiAl 合金 PST 晶体 0°和 45°取向层片的变形方式

Fig.3　Schematic illustration of deformed behavior for PST-TiAl

3.2　铸态组织

对于 CCDL 铸态组织，经 950 ℃/12 h 稳定化退火处理，以降低微观偏析程度和改善层片组织稳定性。但层片团界、层片团内的成分偏析以及过量 α_2 相，仍是定向层片组织高温蠕变变形过程中的不稳定因素。以下分别分析这些因素在持久加载过程中的作用：

(1) 层片团界和小角度取向差的层片团。如前所述，对于该组织铸态试样，相邻两个层片团的层片界面取向差小于 15°。在较高应力持久加载过程中，由于相邻层片团变形不协调，层片团界容易发生应力集中。图 4 是铸态试样 800 ℃/300 MPa 加载 30 h 后卸载试样截面组织。可以看出，相对于 A 层片团，B 层片团的层片相对较粗，剪切变形抗力较低，更易于发生剪切变形。由于层片团界存在应力集中，导致侵入 A 层片团的层片末端优先中断球化，进而在层片团界形成细小的 γ 晶粒球状组织。与热等静压组织相比，持久试验前，层片团界已经存在等轴 γ 晶粒（见 3.3）；而对于铸态组织，持久加载前并不存在等轴 γ 晶粒，而是在持久加载过程中产生，且由于这种定向层片组织层片团界呈锯齿状，可有效抑制细小球化组织的晶界滑动，延缓了显微空洞和楔形裂纹的形成[12]。由此推测，层片团界以及相邻层片团存在小角度取向差，对该组织持久加载过程中组织退化造成影响程度有限。

(2) 层片团内 α_2 相体积分数过高和 Al 元素偏析。CCDL 组织是在较快凝固冷却速率下得到的，其 α_2 相体积分数明显偏离平衡状态。即使经 950 ℃/12 h 退火处

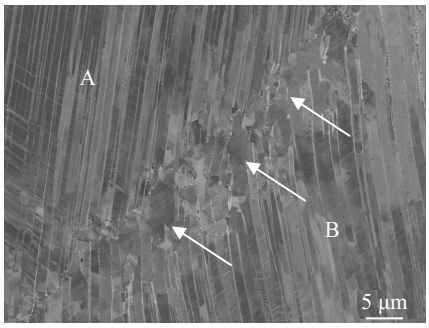


图 4　经 800 ℃/300 MPa 持久加载 30 h 后的铸态试样（箭头指向层片团界的球化细晶组织）

Fig.4　Spherical fine-grain structure along the colony boundary of as-cast sample after loaded at a stress of 300 MPa for 30 h at 800 ℃

理，其 α_2 体积分数仍高达 15%，明显高于该温度的平衡相体积分数（900 ℃时约 7%[22]），也高于持久蠕变试验温度（通常低于 850 ℃）时的相平衡含量。在持久加载过程中，α_2 相变薄-溶解并转变为 γ 片。这是一个 Al 元素扩散控制、且需要 Al 元素成分起伏的过程[20]。这说明富 Al 区域更容易发生 α_2 相的溶解。而铸态组织中富铝区和贫铝区铝质量分数含量相差 4%以上，铝偏析进一步促进了 α_2 相向 γ 相的转变。其结果是，一方面层片团内部引入了不连续的 γ 碎片，另一方面减少了 γ/α_2 界面，增加层片间距，见图 5a。这一系列的变化属于热激活诱导粗化或球化中断。随持久加载的进行，当层片团界细晶区的晶界滑移受到阻碍后，变形将被转移到层片团内，并以频繁穿过层片团的剪切变形发生。对于层片界面基本平行于加载方向的定向层片组织，最大剪切力与层片界面成 45°，形成与层片界面成 45°的剪切变形带。然而，在热激活诱导粗化的作用下，层片间距增加导致剪切变形抗力降低，而且，当剪切变形传递到 γ 碎片区时，又将发生应变诱导球化，从而在层片团内部也形成了细晶区（图 5b），并随持久加载的进行在该区域形成显微空洞。由此可见，α_2 相体积分数过高和 Al 元素偏析明显降低了定向层片组织的持久寿命。

可见，层片团内的成分偏析以及过量的 α_2 相，加速了铸态层片组织的层片分解，降低了定向层片铸态组织的持久蠕变抗力，而层片团界及小角度取向差对其不利影响作用有限。

3.3　热等静压组织

热等静压处理明显降低了原始铸态组织中 Al 元素偏析程度，同时过量的 α_2 相也基本溶解或转变为 γ 相，但也使其发生两个主要变化：（1）在层片团界和层片团内析出等轴 γ 晶粒，这是 CCDL 组织与 PST 晶体的一个明显差别，也是铸态组织和热等静压组织的主要差别；（2）层片间距增加。以下分析等轴 γ 晶粒和层片间距增加对热等静压试样持久加载过程中组织退化的影响。

（1）层片团界的等轴 γ 晶粒。相对于层片团（柱状晶宽度约 300 μm），等轴 γ 晶粒尺寸更小（20~50 μm），且更“软”更容易变形[23]。图 6 是热等静压试样经 800 ℃/300 MPa 加载 20 h 后卸载试样的截面微观组织。可以看出，持久加载过程中，层片团界的等轴 γ 晶粒优先发生动态再结晶，形成细晶组织，见图 6a。细晶组织发生晶界滑移，进一步加速层片团界附近的层片末端发生应变诱导球化，进而促进晶界滑移的发展和显微空洞在层片团的形核和长大。显然，存在于层片团界的等轴 γ 晶粒使晶界滑移提前发生，并且加剧晶界滑移和显微空洞的

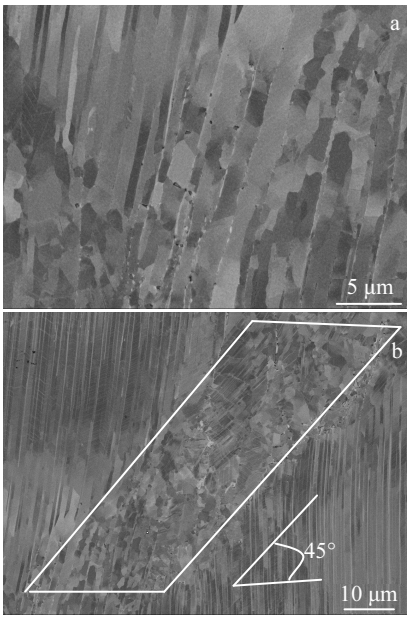


图 5　铸态试样经 800 ℃/300 MPa/60 h 持久加载后的组织退化

Fig.5　Microstructural degradation in the colony of as-cast sample after loaded at a stress of 300 MPa for 60 h at 800 ℃: (a) lamellae coarsening induced by thermal activation and (b) lamellae spheroidization induced by shear deformation

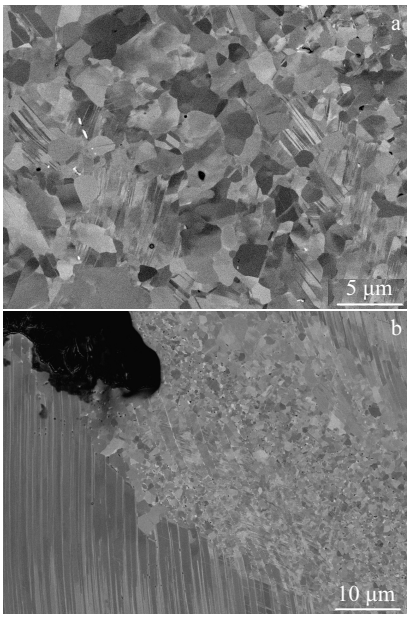


图 6　热等静压试样经 800 ℃/300 MPa/20 h 持久加载后的组织退化

Fig.6　Microstructural degradation of as-HIP sample after loaded at a stress of 300 MPa for 20 h at 800 ℃: (a) spherical structure by recrystallization of equiaxed gamma grain and (b) micro-void near the recrystallization region

形成（见图 6b），进而过早地进入第 3 阶段蠕变，从而导致热等静压组织持久寿命明显低于铸态组织[24]。

（2）层片团内部的等轴 γ 晶粒。铸态试样持久断裂行为表明，由于化学成分和相组成偏离平衡状态，层片团内部的球化组织首先通过热激活诱导球化形成。而热等静压处理过程中，层片团内已经产生了小尺寸的等轴 γ 晶粒。在持久加载过程中，层片团内这些细小的等轴 γ 晶粒在远低于层片剪切变形抗力的应力水平下就可发生滑移变形，进一步发生应变诱导球化，加速内部组织的失稳分解和显微空洞的形成。显然，层片团内部的等轴 γ 晶粒是导致热等静压组织持久寿命明显低于铸态组织的另一原因[25]。

（3）层片间距增加。热等静压 1.5 h 处理后，层片间距从原铸态试样 0.12 μm 增加到 0.24 μm。对于定向层片组织，层片团内层片变形以穿过层片界面的剪切方式发生。根据公式 $\tau_0=\frac{Gb}{2\pi L}\ln(\frac{L}{2b})$（$G$ 为剪切模量，b 为柏氏矢量，L 为层片间距），层片间距增加后，位错滑移路程增加，位错在层片界面塞积程度降低，层片团内部剪切变形抗力降低，这促使不存在等轴 γ 晶粒的层片团区提前发生组织失稳分解，进而降低持久寿命。

综上所述，层片团界等轴 γ 晶粒优先发生晶界滑移，层片团内 γ 晶粒和层片间距增加使层片团内剪切变形抗力降低，这些均加剧了层片组织的失稳分解，从而进一步降低定向层片组织的持久性能。

4 改善途径

由第 3 节可知，CCDL 组织与 PST 晶体的主要组织差别均对其持久加载过程中组织退化造成不同程度的加剧作用。归纳起来，若能抑制 Al 元素扩散，进而减少 α_2 相向 γ 相的转变和热等静压过程中等轴 γ 晶粒的析出，或者提高层片组织的剪切变形抗力，均有利于抑制持久加载过程中的组织退化，进而改善持久蠕变抗力。据此，提出改善 CCDL 组织提高蠕变抗力的微合金化设计思路。

4.1 Zr 微合金化

首先，CCDL 组织的获得以凝固过程中获得全 α 初生相为先决条件[6]。因而，后续微合金化必须保证凝固初生相为全 α 相，以确保定向层片组织特征。添加 Nb、W、Mo、Ta、Y 等高熔点元素，可通过降低扩散系数提高组织稳定性，但这些元素均为强稳定 β 相元素。添加这些元素，将导致凝固过程中出现初生 β 相，由于 β 相和 α 相的位向关系，在凝固冷却后形成 12 种不同取向的 α 变体[25]，不能形成定向层片组织。而且，高温残余 β 相转变得到的 B2 相对室温拉伸塑性不利[26]。因而，不能添加这类元素。

前期研究[8]提出了 Zr 微合金化的设计思路，在此，讨论其合理性。（1）Zr 与 Ti 属于同一副族元素，具有相同的晶体结构和最外层电子排列，和 Ti 形成无限固溶体。尽管 Zr 是稳定 β 相元素，但其效果远小于 Nb、W、Mo 等元素。因此，若控制 Zr 的添加量，可能不影响 α 初生相的凝固路径。研究发现，添加 0.2 at% Zr 并未改变 α 初生相的凝固特征[8]。（2）添加 Zr，降低了 γ 相的晶格常数 c 和 a，从而减小了晶胞体积[27]，同时增加了金属键结合力[28]，这两点均可能降低 Al 元素的扩散。尽管还没有关于 Zr 降低 Al 元素扩散系数的具体研究，但试验发现，添加 0.2 at% Zr 抑制了常规铸造定向层片组织 Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr(at%) 合金热等静压后等轴 γ 晶粒的析出，同时有利于改善其 750~800 ℃持久加载过程中的层片组织的稳定性[8]。这均从侧面说明，在 TiAl 合金中添加微量 Zr，有利于降低 Al 元素的扩散，提高层片组织的稳定性。（3）Zr 减小层片间距，有利于提高层片组织的屈服强度，其中，硬取向（0°和 90°）层片尤为明显[29]。这说明，Zr 微合金化可能有利于提高本文所述定向层片组织的剪切变形抗力。综上可见，Zr 微合金化有利于提高 CCDL 组织的持久加载过程中的组织稳定性，进而改善其持久蠕变性能。

4.2 C 或 Si 微合金化

研究发现，K5 合金中在 α_2 溶解处形成的 H 型碳化物（Ti_2AlC）和 ζ 型硅化物（$Ti_5(Si,Al)_3$），有利于保持 α_2/γ 层片界面的稳定性，并有利于提高层片组织的剪切变形抗力，从而明显改善合金的抗蠕变性能[30]。此外，还有研究发现，Si 合金化析出 ζ 相（$Ti_5(Si,Al)_3$）可同时降低 TiAl 合金的初始应变和最小蠕变速率，并提高蠕变激活能及蠕变寿命[31,32]。最近的实验研究也发现，在常规铸造定向层片组织 Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr-0.2Zr (at%) 基础上，添加 0.2Si 或 0.1C，使其 800 ℃/300 MPa 持久寿命从约 20 h 提高到 200 h[33]。由此可见，综合 Zr、C、Si 微合金化将可能进一步提高 CCDL 组织持久加载过程中的组织稳定性，从而改善其持久蠕变性能。

5 结 论

1) TiAl 合金常规铸造定向层片组织与理想的 PST 晶体存在的主要组织差别包括存在层片团界及小角度取向差、Al 元素成分偏析和 α_2 相体积分数高于热力学平衡状态。此外，后续热等静压处理还导致等轴 γ 晶粒析出和层片间距增加。

2) 这些组织差别对定向层片组织持久加载过程中的组织退化造成了不同程度的加剧作用。其中，层片团界和小角度取向差对组织退化影响的程度较小。Al 元素偏析和 α_2 相体积分数过高，加剧了持久加载过程中层片

组织的球化和粗化，降低了层片团区的剪切变形抗力，从而促进定向层片铸态组织持久加载过程中的组织退化。热等静压处理引入的等轴 γ 晶粒发生晶界滑移，进一步加速了层片团界和层片团内的组织分解，从而导致定向层片组织持久寿命明显降低。热等静压过程中层片间距增加导致剪切变形抗力降低，一定程度上也加速了组织退化，进而降低该组织的持久寿命。

3) 加入可抑制 Al 元素扩散的元素 Zr，有利于改善常规铸造定向层片组织持久加载中的组织退化。C、Si 微合金化，在层片团界引入弥散强化相提高层片的剪切变形抗力，有利于抑制层片组织退化。Zr、Si、C 3 种元素含量合理设计，有利于进一步提高该组织的持久加载过程中的组织稳定性，从而明显改善其持久性能。

参考文献　References

[1] Yamaguchi M, Inui H, Ito K. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(1): 307

[2] Kim Y W, Dimiduk D M. *Structural Intermetallics 1997*[C]. Warrendale: TMS, 1997: 531

[3] Parthasarthy T A, Subrananian P R, Mendiratta M G. *Acta Materials*[J], 2000, 48(2): 541

[4] Yamaguchi M, Johnson D R, Lee H N. *Intermetallics*[J], 2000, 8(8): 511

[5] Laptin J, Gabalcova Z. *Intermetallics*[J], 2011, 19(6): 797

[6] Zhang Ji(张 继), Zhong Zengyong(仲增镛). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(2): 9

[7] Zhu Chunlei(朱春雷), Zhang Xiwen(张熹雯), Li Sheng(李 胜) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2124

[8] Luo Chen(骆 晨), Zhu Chunlei(朱春雷), Li Haizhao(李海昭) *et al*. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2012, 36(5): 700

[9] Zhu Chunlei(朱春雷), Li Haizhao(李海昭), Zhang Ji(张 继). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(12): 1478

[10] Maruyama K, Yamamota R, Nakakuki H *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 239/240: 419

[11] Zhu H, Maruyama K, Seo D Y *et al*. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(10): 3149

[12] Beddoes J, Wallace W, Zhao L. *International Materials Reviews*[J], 1995, 40(5): 197

[13] Zhang Ji(张 继), Zhang Zhihong(张志宏), Zou Dunxu(邹敦叙) *et al*. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1998, 18(3): 29

[14] Fujiwara T, Nakamura A, Hosomi M *et al*. *Philosophical Magazine A*[J], 1990, 61(4): 591

[15] Yokoshima S, Yamaguchi M. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(3): 873

[16] Asai T, Hirata S, Takeyama M *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329: 828

[17] Semiatin S L, Mcquay P A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1992, 23(1): 149

[18] Liu C T, Maziasz P J. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7): 653

[19] Zhang Ji(张 继), Zhang Jianwei(张建伟), Zou Dunxu(邹敦叙) *et al*. *High Technology Letters*(高技术通讯)[J], 1997, 3: 4

[20] Appel F, Paul J D H, Oehring M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2011: 56

[21] Zhang Ji(张 继), Zhang Zhihong(张志宏), Ma Wanqing(马万青) *et al*. *Research Progress for Hot Isostatic Pressing Technology* (热等静压技术研究进展)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996: 181

[22] Gouma P I, Subramanian K, Kim Y W *et al*. *Materials Research Society Symposium Proceedings*[C]. Warrendale: Materials Research Society, 1999: 552

[23] Beddoes J, Zhao L, Dudzinski D *et al*. *Structural Intermetallics 1997*[C]. Warrendale: TMS, 1997: 109

[24] Zhu Chunlei(朱春雷), Li Haizhao(李海昭), Luo Chen(骆 晨) *et al*. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(3): 79

[25] Burgers W G. *Physica*[J], 1934, 1(7): 561

[26] Sun F, Cao C, KIM S E *et al*. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(7): 1573

[27] Kawabata T, Fukai H, Izumi O. *Acta Materials*[J], 1998, 46(6): 2185

[28] Huang Yuyang(黄宇阳), Wu Weiming(吴伟明), Deng Wen(邓文) *et al*. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(6): 796

[29] Yao K F, Inui H, Kishida K. *Acta Metallurgica and Materialia*[J], 1995, 43(3): 1075

[30] Kardge M, Kim Y W, Gouma P I. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(10): 2129

[31] Tsuyama S, Mitao S, Minakwa K N. *Materials Science and Engineering A*[J], 1992, 153: 451

[32] Noda T, Okabe M, Isobe S *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 192-193: 774

[33] Zhang Xiwen(张熹雯) , Li Haizhao(李海昭), Zhu Chunlei(朱春雷) *et al*. *Foundry*(铸造)[J], 2013, 62(9): 881

Microstructural Degradation During Creep Loading and Improvement Methods for a Directional Lamellar TiAl Alloy Prepared by Conventional Casting

Zhu Chunlei, Zhang Xiwen, Luo Chen, Li Sheng, Zhang Ji

(Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: Microstructure differences between the polysynthetically twinned crystal (PST) and the directional lamellar structure prepared by conventional casting for TiAl based alloy were analyzed, in order to discuss their influence on the microstructural degradation during creep loading. And micro-alloying methods were proposed to decrease the adverse effect. The results show that microstructural differences mainly include colony boundary, Al segregation and excess α_2 phase. In addition, equiaxed gamma grain precipitation and lamellar coarsening during hot isostatic pressing are also different. These differences aggravate the microstructure degradation of directional lamellar structure prepared by conventional casting during creep loading. Al segregation and excess α_2 phase promote the microstructural degradation for as-cast sample, and the equiaxed gamma grains precipitated during hot isostatic pressing aggravate the microstructural degradation. They cause significant reduction of creep rupture life. The effect of Al segregation is less than that of excess α_2 phase. The colony boundary has a little effect on the microstructural degradation. Besides, the idea that minor addition of Zr, Si, C improve the creep rupture properties by inhibiting microstructural degradation was also discussed.

Key words: TiAl; directional lamellar; creep loading; microstructural degradation; conventional casting

---

Corresponding author: Zhu Chunlei, Ph. D., High Temperature Material Division, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62183386, E-mail: zhuchunleitial@163.com