

图 46 为板材室温拉伸应力-应变曲线图。由图 46 可知，激光熔化沉积成形 TA15 钛合金热处理前后的宏观屈服过程均属于连续屈服，无屈服平台。由于测试过程中引伸计打滑，导致图 40 (c)中曲线形状，但对力学性能参数的测试无影响。

图 46(a)~(d)表明当拉伸曲线经过弹性变形阶段时，拉伸试样均发生了较大的塑性变形。图 46(e)表明：在 1020℃下空冷退火热处理后塑性变形较小，塑性变差。

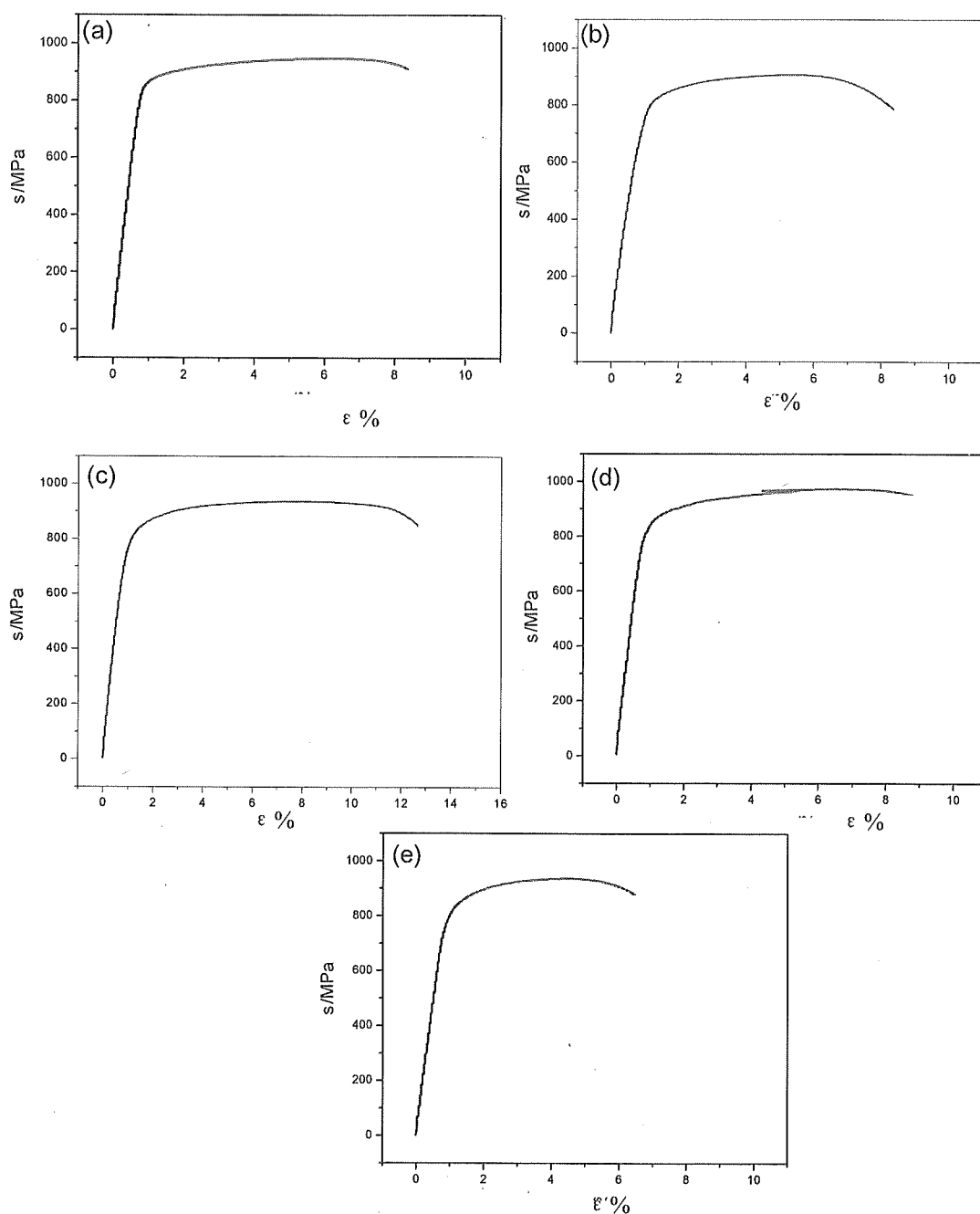
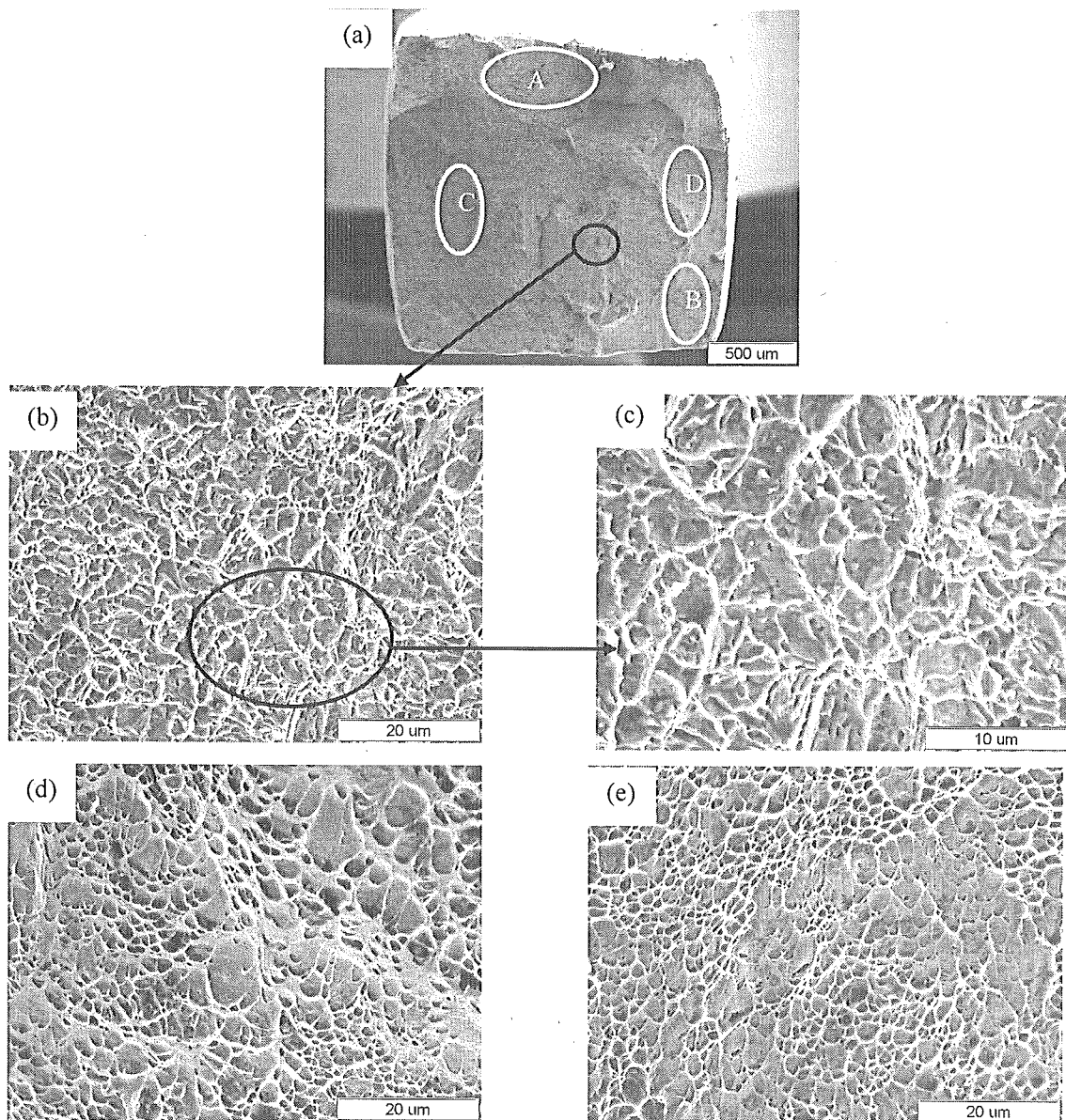


图 46 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金板材室温拉伸（纵向）应力-应变曲线，
(a) 激光成形态；(b) 850℃, 2h/AC；(c) 940℃, 2h/AC；
(d) 980℃, 2h/AC；(e) 1020℃, 2h/AC

4.4.2 激光熔化沉积态 TA15 钛合金板材拉伸试样断口形貌

图47为激光熔化沉积成形TA15钛合金室温力学拉伸性能断口形貌,断口为杯锥状,中部为纤维区,周边为剪切唇区,无明显放射区,剪切唇所占得比例较大,断口表面暗灰色。纤维区是裂纹缓慢扩展区。微观断口显示纤维区是由等轴韧窝构成,剪切唇为网状或抛物线状韧窝。纤维区的韧窝较深,激光熔化沉积态板材的塑性较好,断裂类型为穿晶断裂和韧性断裂。

韧窝一般在第二相粒子处形成,韧窝也可在晶界、孪晶界及相界处成核。激光熔化沉积成形TA15钛合金是由层片状的 β 转变组织构成,无第二相粒子,韧窝成核位置为 α 与 β 相的相界处。



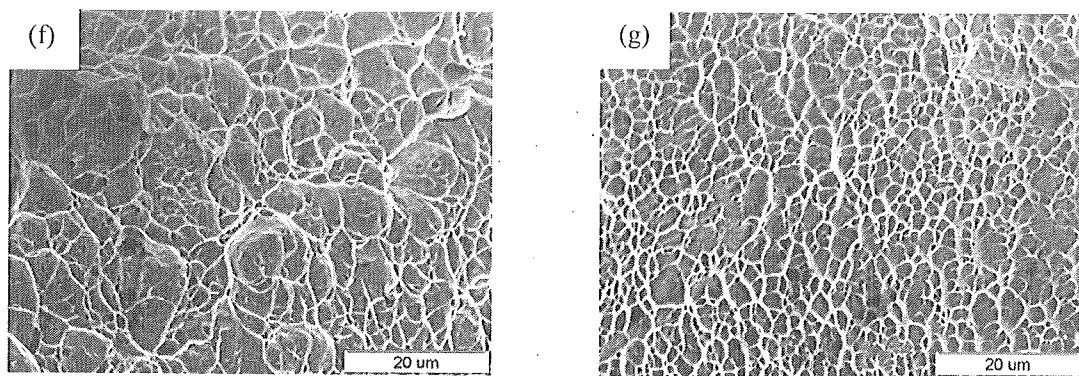


图 47 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金纵向拉伸试样断口扫描电镜照片

(a) 宏观形貌; (b),(c)纤维区形貌; (d)A 区剪切唇形貌; (e) B 区剪切唇形貌;
(f) C 区剪切唇形貌; (g) D 区剪切唇形貌

由图 47 可知, 拉伸试样断口四周的形貌均为剪切唇, 由此得出结论: 裂纹源位置在断口的中部, 中间部位的纤维区是裂纹缓慢扩展区, 四周的剪切唇是在最后瞬断的时候产生。下面从纤维区和剪切唇的应力、应变状态来分析裂纹源在试样的中部位置的原因。

同一材料在不同的加载方式下, 有着不同的屈服应力。这是因为, 从实质上看只有切应力才引起材料的塑性变形, 而不同的应力状态下, 材料中一点所受到切应力分量和正应力分量的比值不同, 即软性系数 α 不同。 α 越大即切应力相对愈大的应力状态下, 其有效屈服强度就愈低; 反之愈高。材料在三向应力状态下有效的屈服判据假设有两种:

(1) Tresca 判据 认为在三向应力作用下, 材料受到的最大切应力达到单向应力作用下屈服所对应的最大切应力时, 材料就会屈服, 所以开始屈服有 $\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_s$, 式中 $\sigma_i (i=1, 2, 3)$ 是按大小排列的主应力, σ_s 是单向拉伸时的屈服应力。这种理论又叫第三强度理论。

(2) von Mises 判据 认为在三向应力作用下, 形状改变比能达到材料在单向拉伸屈服时的形状改变比能时, 材料就会屈服。理论证明, 开始屈服有 $[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] = 2\sigma_s^2$ 。

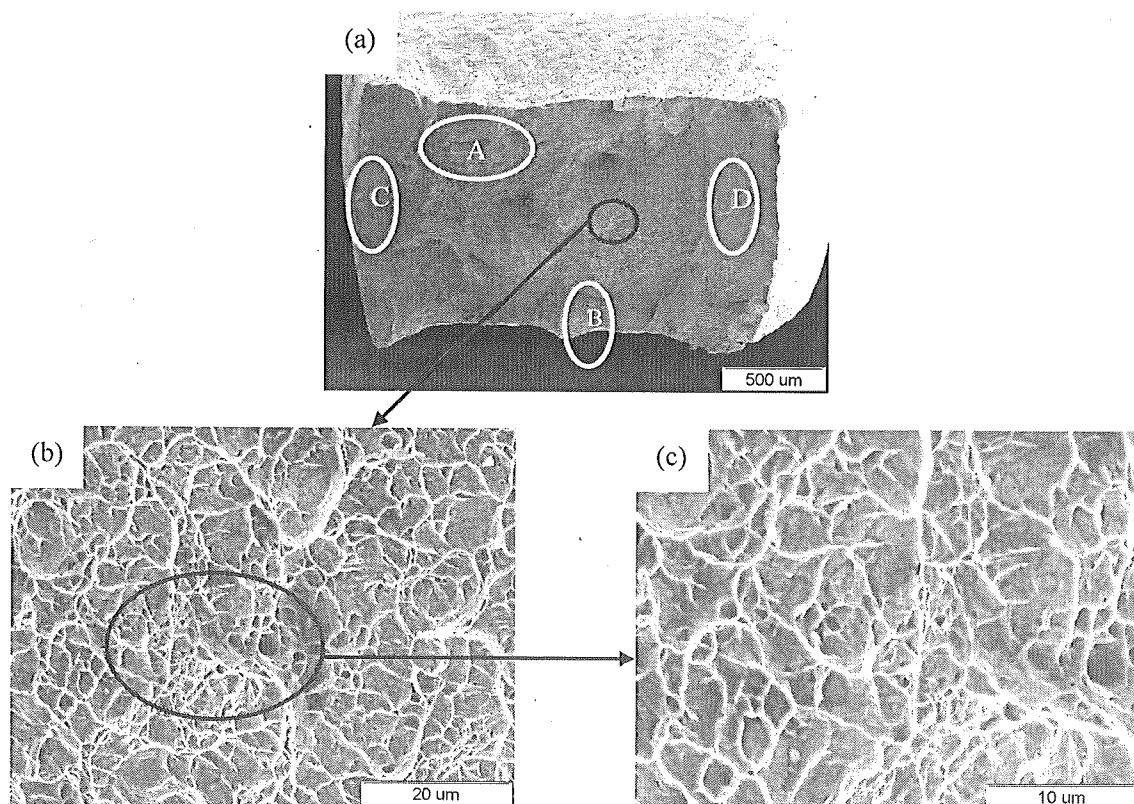
下面讨论平面问题中的两种应力状态下屈服问题, 有效屈服应力与单轴拉伸屈服强度的关系。

(1) 平面应力状态($\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 \neq 0, \sigma_3 = 0$) 由广义胡克定律, 且为简化讨论, 取 $\sigma_1 = \sigma_2$, 则有 $\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = [(1-\nu)\sigma_1]/E, \varepsilon_3 = -2\nu\sigma_1/E$ 。在平面应力状态下, 尽管应力为二向, 应变却是三向的($\varepsilon_3 \neq 0$)。利用 Tresca 屈服判据, 有 $\sigma_1 = \sigma_s$, 利用 von Mises 屈服判据, 同样有 $\sigma_1 = \sigma_s$ 。在平面应力状态下, 屈服条件可写成: $\sigma_1 = \sigma_s$ 。

(2)平面应变状态($\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 \neq 0, \varepsilon_3 = 0$) 同样由广义胡克定律, 且为简化讨论, 取 $\sigma_1 = \sigma_2$, 则有 $\sigma_3 = 2\nu\sigma_1$ 。在平面应变状态下, 尽管应变是二向的, 但应力却是三向的($\sigma_3 \neq 0$)。利用 Tresca 屈服判据, 有 $\sigma_1 = \sigma_{ys} = \sigma_s / (1 - 2\nu)$; 利用 von Mises 屈服判据, 同样有 $\sigma_1 = \sigma_{ys} = \sigma_s / (1 - 2\nu)$ 。在平面应变状态下, 屈服条件可写成: $\sigma_1 = \sigma_{ys} = \sigma_s / (1 - 2\nu)$ 。在应力水平相同时, 三向拉应力状态的塑性变形显著下降, 而且提高了的屈服应力可能接近甚至达到材料的断裂强度, 这时可能立即发生脆断。所以, 三向拉伸应力状态是一种很硬的状态。

试样的中部处于平面应变状态, 即三向拉伸应力状态, 此时的有效屈服应力要大于单轴拉伸的屈服强度。试样的周边处于平面应力状态, 即三向拉伸应变状态, 此时的有效屈服应力等于单轴拉伸的屈服强度。所以心部位置的有效屈服应力要大于四周位置的有效屈服应力, 中间位置将出现应力集中, 因而, 裂纹源的位置在试样的中部, 如图 47 所示, 中间为纤维区, 四周为剪切唇。

图 48 为激光熔化沉积成形 TA15 钛合金经 850°C 下保温 2 小时, 空冷退火热处理后的室温力学拉伸性能断口形貌, 断口为杯锥状, 中部为纤维区, 周边为剪切唇区, 无明显放射区, 纤维区所占得比例较大, 有明显颈缩。微观断口显示纤维区是由等轴韧窝构成, 剪切唇为网状或抛物线状韧窝。



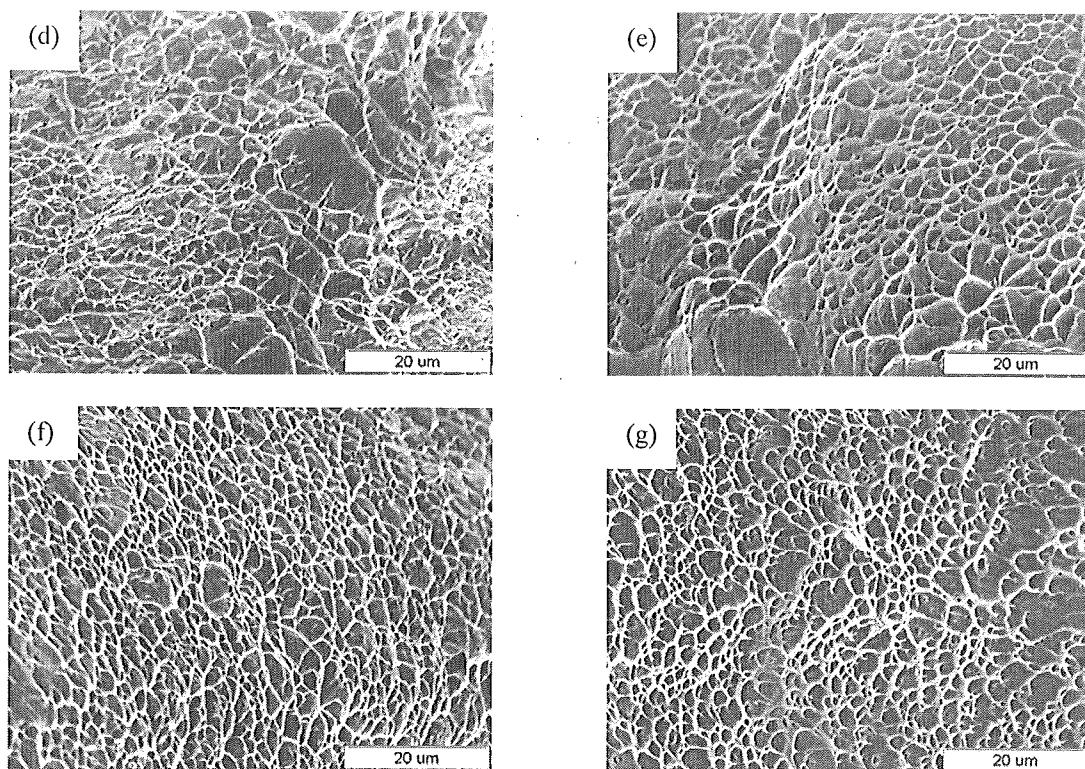


图 48 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 850°C, 2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口 SEM 照片

(a)宏观形貌; (b),(c)纤维区形貌; (d)A 区剪切唇形貌; (e) B 区剪切唇形貌;
(f) C 区剪切唇形貌; (g) D 区剪切唇形貌

下面对颈缩的应力分布进行详细分析, 以加深对断裂机制的进一步认识。对于金属材料而言, 颈缩是断裂过程的开始和准备。由 Hollomon 幂乘硬化曲线 $\sigma = K\varepsilon^n$ 可得其导函数 $d\sigma/d\varepsilon = nK\varepsilon^{n-1}$, 由于一般金属材料的 n 值大致在 0.1~0.5 范围内变动, 所以, 其硬化率曲线总是随 ε 增大而下降的。上述两条曲线的交点即颈缩开始的拉伸失稳点, 且 $n = \varepsilon$, 见图 49。在均匀变形过程中, 拉伸试样截面上的应力分布是均匀的。一旦颈缩开始, 颈缩截面上的应力分布就不再均匀。

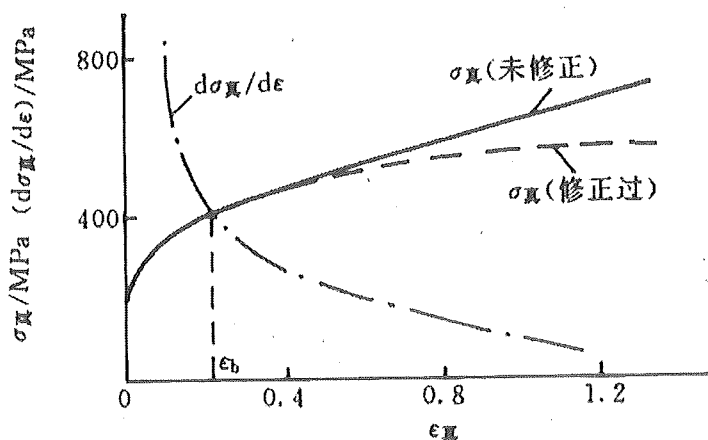


图 49 退火工业纯铁的流变曲线(σ - ε)和 $d\sigma/d\varepsilon$ - ε ^[49]

图 50 为颈缩处截面的应力分布图。设在距颈缩较远的均匀变形截面 S_b 处试样承受的单向轴向应力为 σ_l , 但在颈缩附近的阴影体积部分将阻止其横向收缩变形, 从而出现横向阻力。因此, 该处不再是受单向受力而是处于三向受力状态, 即图 50 所示的轴向应力 σ_l 、径向应力 σ_r 和切向应力 σ_t , 而且 σ_r 和 σ_t 的出现, 提高了塑性流变所需的轴向应力 σ_l 。由于 σ_r 和 σ_t 有图示的分布, σ_l 则也有类似的分布。颈缩后每一瞬间测定的真应变 σ 并不代表真正引起相当于单向拉伸塑性流变所需要的轴向应力 σ_0 , 而是介于 σ_0 和 σ_{lmax} 之间的一个平均值, 且 $\sigma > \sigma_0$ 。此高出的数值随颈缩的发展而增大。所以, 此真应力 σ 和真应变 ε 关系曲线在颈缩后有上翘趋势(见图 49 中的实线)。这种应力上升是由于试样发生颈缩后几何形状上的变化而出现三向应力所致, 是一种几何硬化效应。为了得到颈缩后的真实的流变应力, 必须摒弃 σ_r 和 σ_t 对 σ_l 的影响, 即对实测 σ 进行必要的修正。Bridgman 的修正方法如下: $\sigma_0 = \sigma / [(1 + 2R/a) \ln(1 + a/2R)]$ 。式中: σ 是实测值; σ_0 是修正值; a 是每一瞬间颈缩处最小截面的半径; R 是相应颈缩外表面轮廓的曲率半径。修正后的 σ - ε 曲线如图 49 中的虚线所示。

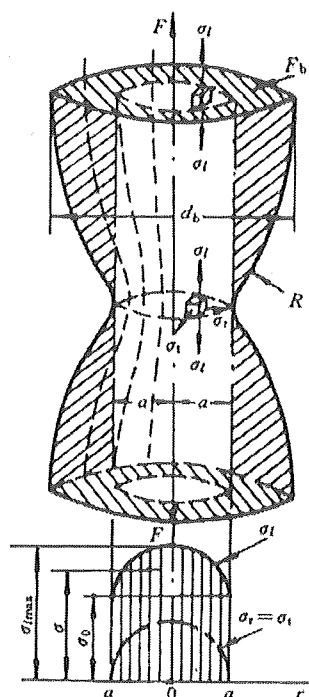


图 50 颈缩处截面的应力分布^[49]

由图 48 的韧窝特征形貌可知, 断裂类型属于韧性断裂, 其断裂机制为微孔聚合剪切。在韧性断裂的颈缩过程中, 由于三向应力在试样中心首先产生许多显微空洞, 这些空洞长大后, 相互连接而形成可见的裂纹。裂纹一旦形成, 由于裂纹尖端的应力集中,

使得塑性变形集中在裂纹尖端前的滑移带上，滑移带和拉伸轴成 30 度至 40 度角，见图 51。在剪切带内变形十分强烈并形成许多显微空洞，空洞聚合造成裂纹的扩展，并把剪切带撕成两半。当裂纹贯穿了整个剪切带后，裂纹尖端又形成新的剪切带。出现新剪切带的位置有两种可能：一是继续在原裂纹的扩展方向上生成，愈来愈远离试样中心，应力水平下降，不利于剪切带的形成；另一种可能是出现在与原裂纹对称的位置上，应力水平保持相同，从而使裂纹从中心呈锯齿状不断向外扩展，在目视条件下即为断口的纤维区。随着试样的承载面积不断减少，最后四周可呈剪切断裂，全部断口则呈杯锥状。在塑性较差时，在纤维区和剪切区之间可出现放射区。对于这种断口的纤维区和剪切区，用电镜观察均可以发现以韧窝为特征的断口形貌。杯锥中心部分为等轴韧窝，而在剪切唇区则为抛物线状韧窝。

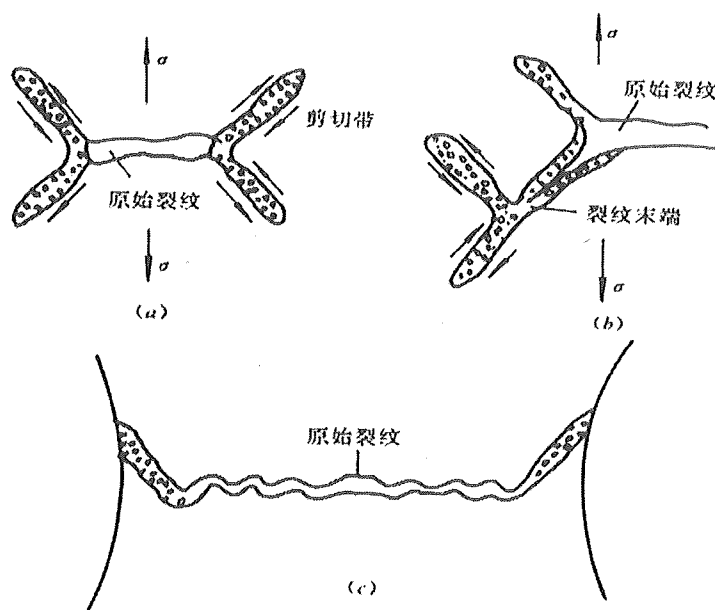


图 51 颈缩试样纤维断口的形成过程^[49]

图 52 为激光熔化沉积成形 TA15 钛合金经 940℃ 下保温 2 小时，空冷退火热处理后的室温力学拉伸性能断口形貌，断口为杯锥状，中部为纤维区，周边为剪切唇区，无明显放射区，剪切唇区所占得比例较大，无明显颈缩，断口呈暗灰色。微观断口显示，纤维区为等轴韧窝形貌，剪切唇区为较浅的网状或抛物线形韧窝形貌。

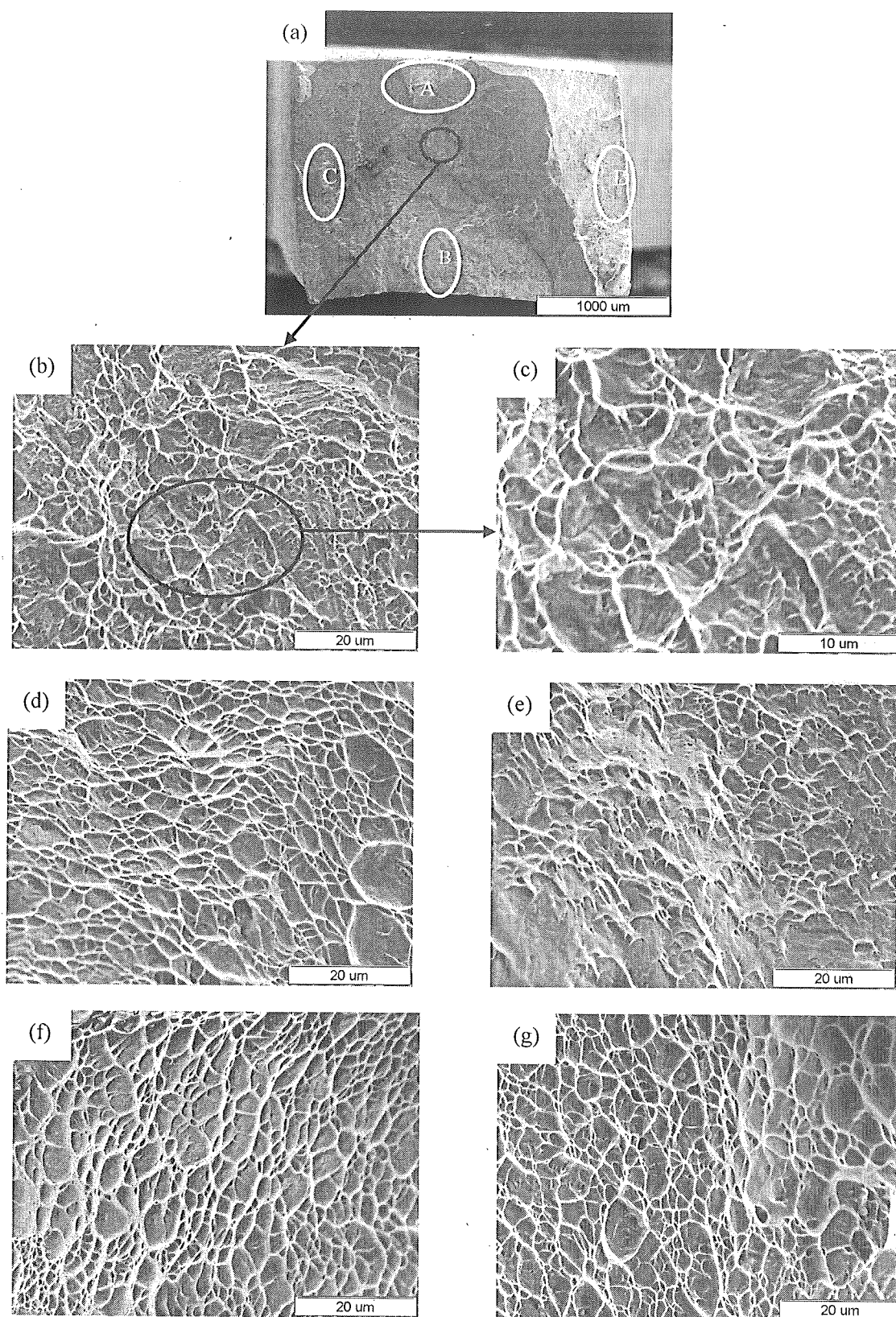


图 52 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 940℃,2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口 SEM 照片

(a) 宏观形貌; (b),(c)纤维区形貌; (d)A 区剪切唇形貌; (e) B 区剪切唇形貌;
(f) C 区剪切唇形貌; (g) D 区剪切唇形貌

图 53 为激光熔化沉积成形 TA15 钛合金经 980℃下保温 2 小时，空冷退火热处理后

的室温力学拉伸性能断口形貌。

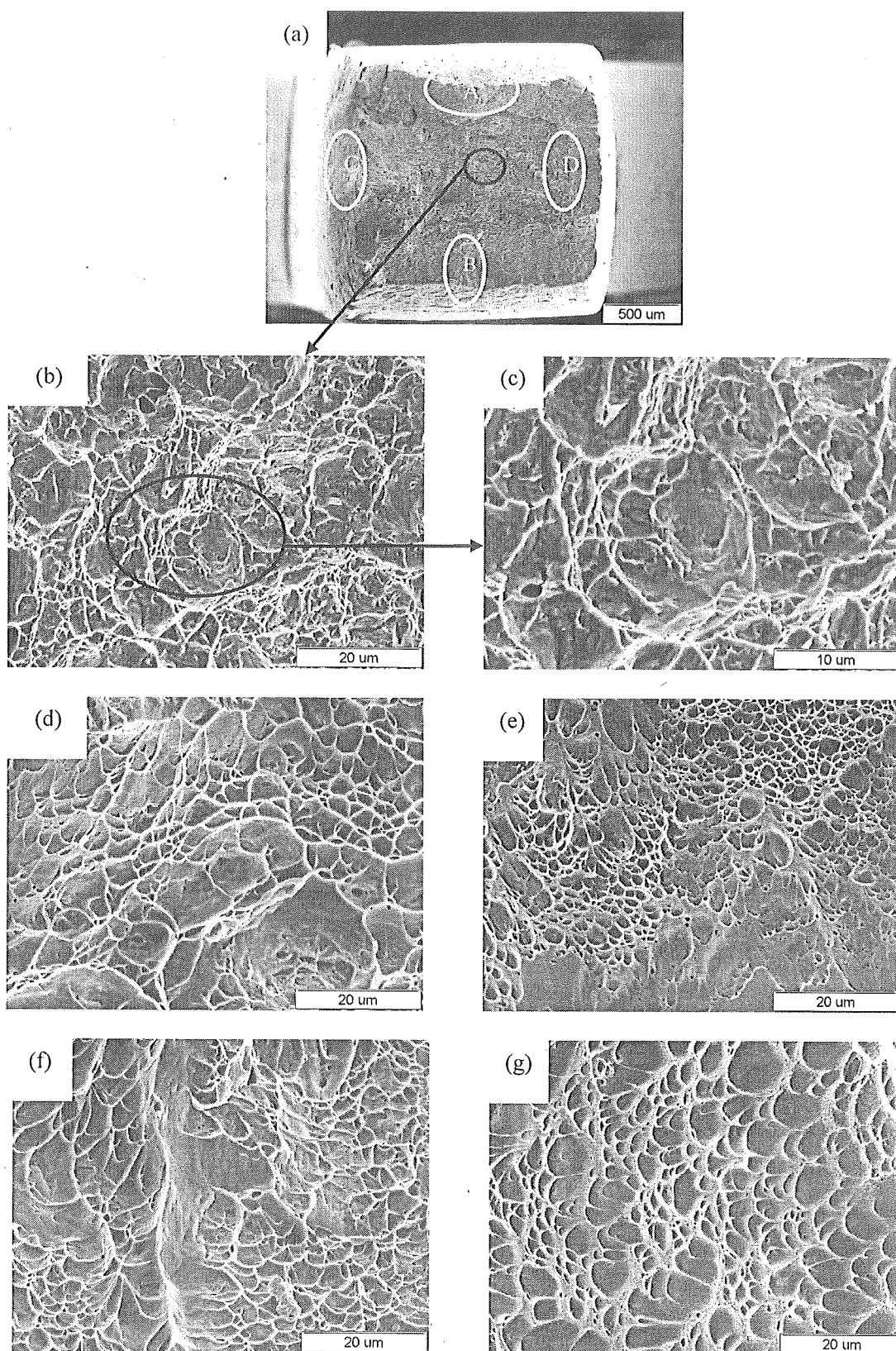


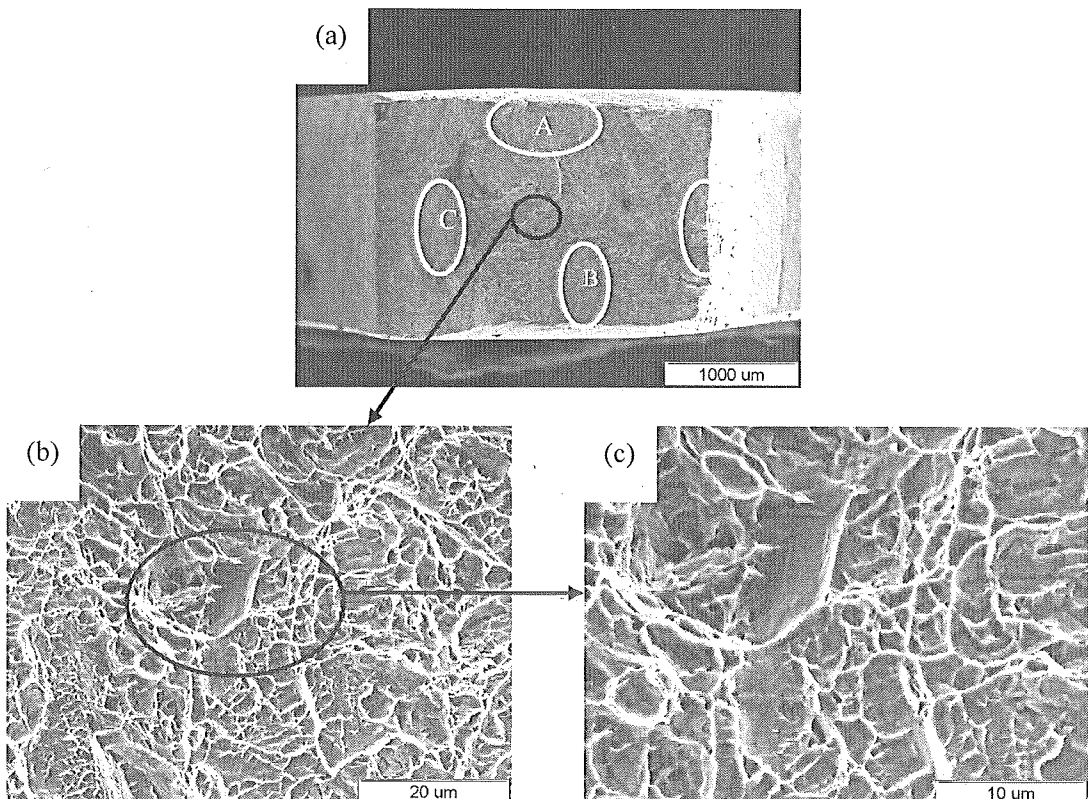
图 53 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 980℃,2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口 SEM 照片

(a) 宏观形貌; (b),(c)纤维区形貌; (d)A 区剪切唇形貌; (e) B 区剪切唇形貌;
(f) C 区剪切唇形貌; (g) D 区剪切唇形貌

由图 53 可知,断口为杯锥状,中部为纤维区,周边为剪切唇区,无明显放射区,有明显颈缩,断口表面呈暗灰色。微观断口显示纤维区是由等轴韧窝构成,剪切唇为网状或抛物线状韧窝。经 980℃ 下退火后的试样断口纤维区的等轴韧窝与经 900℃ 和 940℃ 退火后的等轴韧窝不同,韧窝较浅。韧窝的深浅反映了塑性的好坏,经 980℃ 下退火后试样的塑性比经 900℃ 和 940℃ 退火后的塑性要低。

塑性变化的原因主要是初生 α 相的体积分数的变化。初生 α 相之间的平均自由路程 (λ) 对拉伸塑性起着重要的作用。拉伸变形较小时,在初生 α 相和转变 β 的相界面形成空洞;随着拉伸变形程度的增加,这些空洞沿着相界面长大。初生 α 相对空洞的长大起着阻碍作用,初生 α 相越多,平均自由程就越短,空洞长大的过程中遇到的障碍就越多。因此,拉伸试样在断裂前产生更大的变形,从而获得更高的拉伸塑性。由于在 980℃ 下退火后试样中初生 α 含量较少,平均自由程较长,空洞在长大的过程中遇到较少的障碍,在断裂前产生较小的变形,因而到的韧窝较浅,获得的拉伸塑性降低。

图 54 为激光熔化沉积成形 TA15 钛合金经 1020℃ 下保温 2 小时,空冷退火热处理后的室温力学拉伸性能断口形貌:断口为杯锥状,中部为纤维区,周边为剪切唇区,无明显放射区,有明显颈缩。微观断口显示纤维区是由大量等轴韧窝和少量的准解理构成,剪切唇为网状或抛物线状韧窝。



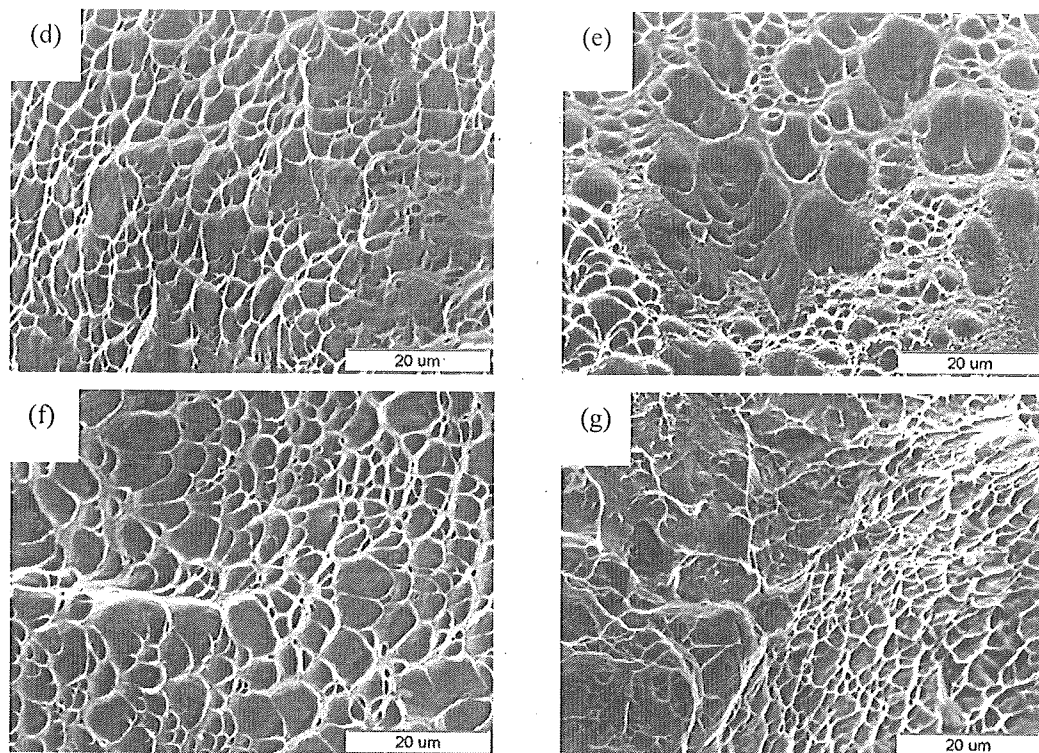


图 54 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 1020℃,2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口 SEM 照片

(a) 宏观形貌; (b),(c)纤维区形貌; (d)A 区剪切唇形貌; (e) B 区剪切唇形貌;
(f)C 区剪切唇形貌; (g) D 区剪切唇

从图 54 中的微观断口发现等轴韧窝平而浅, 还可以看到准解理小平面。在 1020℃ 下退火后的塑性比经 980℃ 退火后的塑性更差, 原因是初生 α 含量的进一步降低。准解理不是一种独立的微观断裂机理, 它是解理和微孔聚合两种机制的混合。准解理断裂起始于断裂小平面内部, 这些小裂纹逐渐长大, 被撕裂棱联接起来, 准解理是通过解理台阶和撕裂棱把解理和微孔聚合两种机理掺合在一起。准解理裂纹及撕裂棱形状的示意图如图 55 所示。

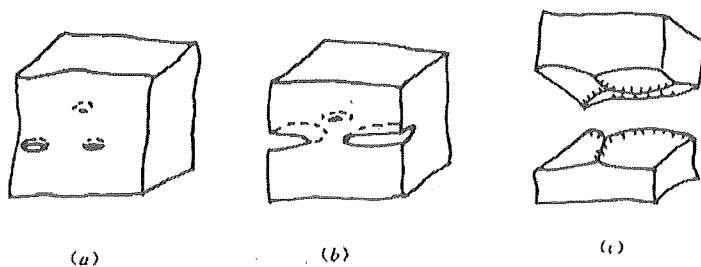


图 55 准解理裂纹及撕裂棱的形状^[49]

从两相区退火后的室温拉伸试样断口形貌特征 (见图 52~54), 可以得出两相区内退

火塑性随退火温度的变化规律。随着退火温度的升高, 初生 α 含量逐渐降低, 导致塑性急剧下降。在两相区上部 1020℃ 下退火, 塑性比未热处理的激光熔化沉积态的塑性降低 25%。

为了进一步探讨拉伸试样的塑性变形, 对激光熔化沉积 TA15 钛合金板材热处理前后的拉伸试样亚表面进行了分析。

图 56 为激光沉积态 TA15 钛合金断口亚表面形貌, 亚表面呈锯齿状, 裂纹起源于试样的中部位置, 在亚表面未发现二次裂纹, 层片状组织发生了弯曲变形。

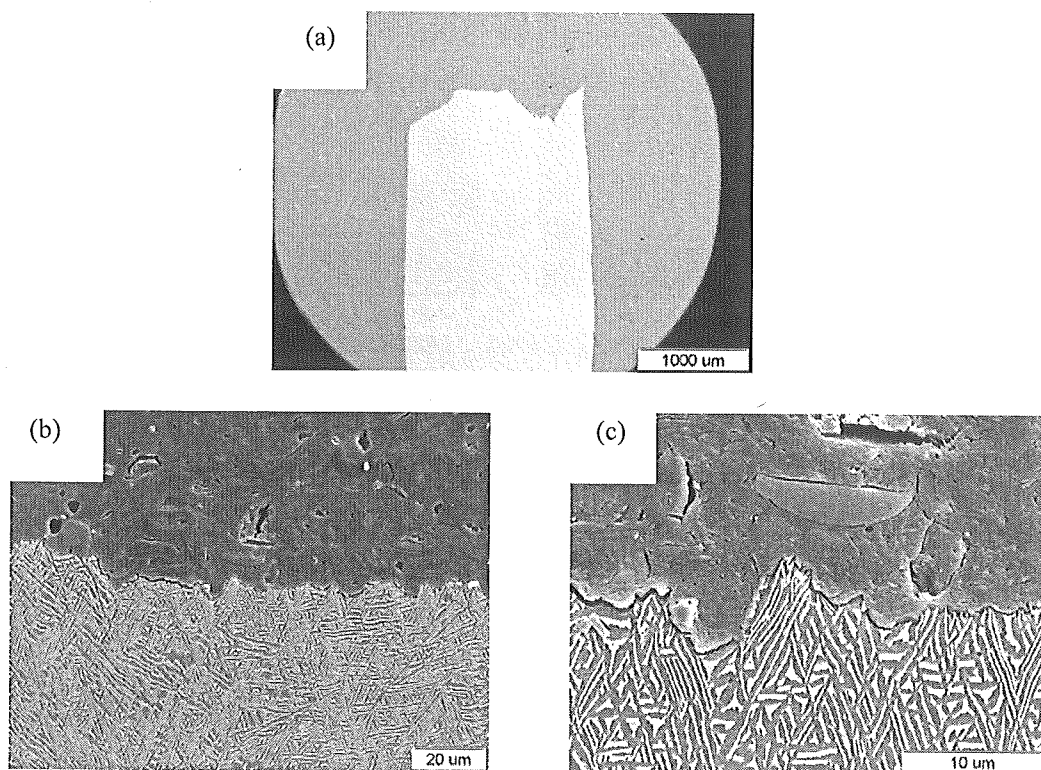


图 56 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金纵向拉伸试样断口亚表面 SEM 照片

图 57 为激光熔化沉积态 TA15 钛合金经 850℃ 下空冷热处理后断口亚表面形貌, 与未热处理的沉积态形貌类似, 亚表面呈锯齿状, 有明显颈缩, 层片状 α 和 β 均有较大变形。裂纹起源于试样的中部位置, 在亚表面未发现二次裂纹。

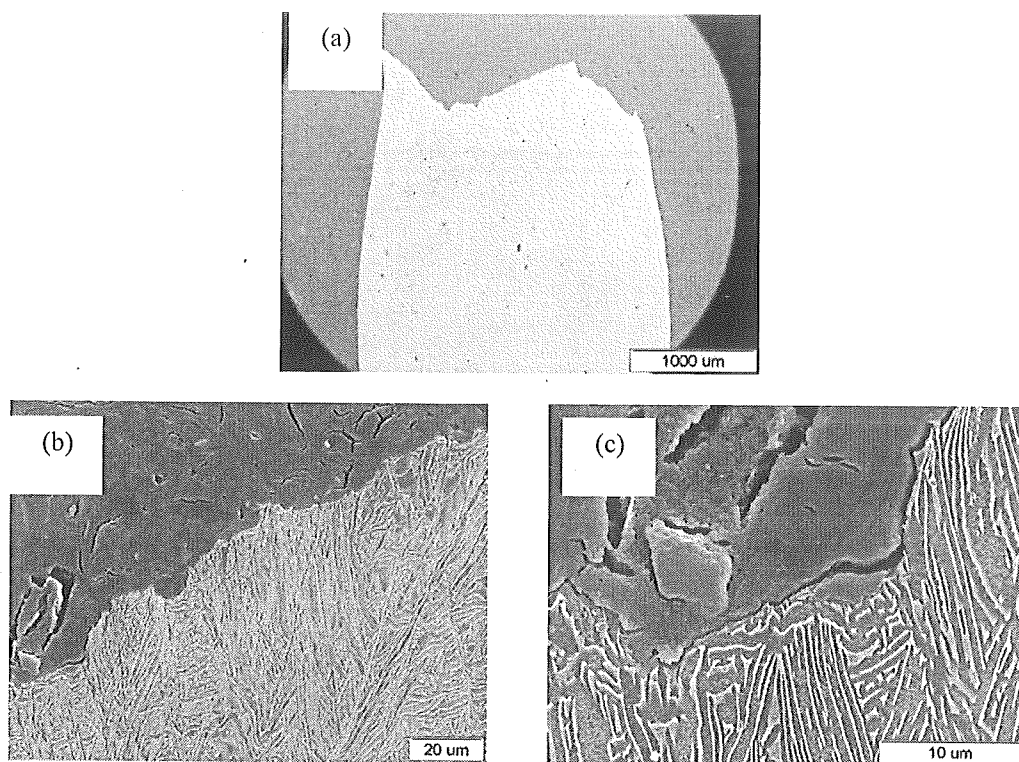


图 57 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 850℃,2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口亚表面 SEM 照片

图 58 为激光沉积态 TA15 钛合金经 940℃下空冷热处理后断口亚表面形貌。

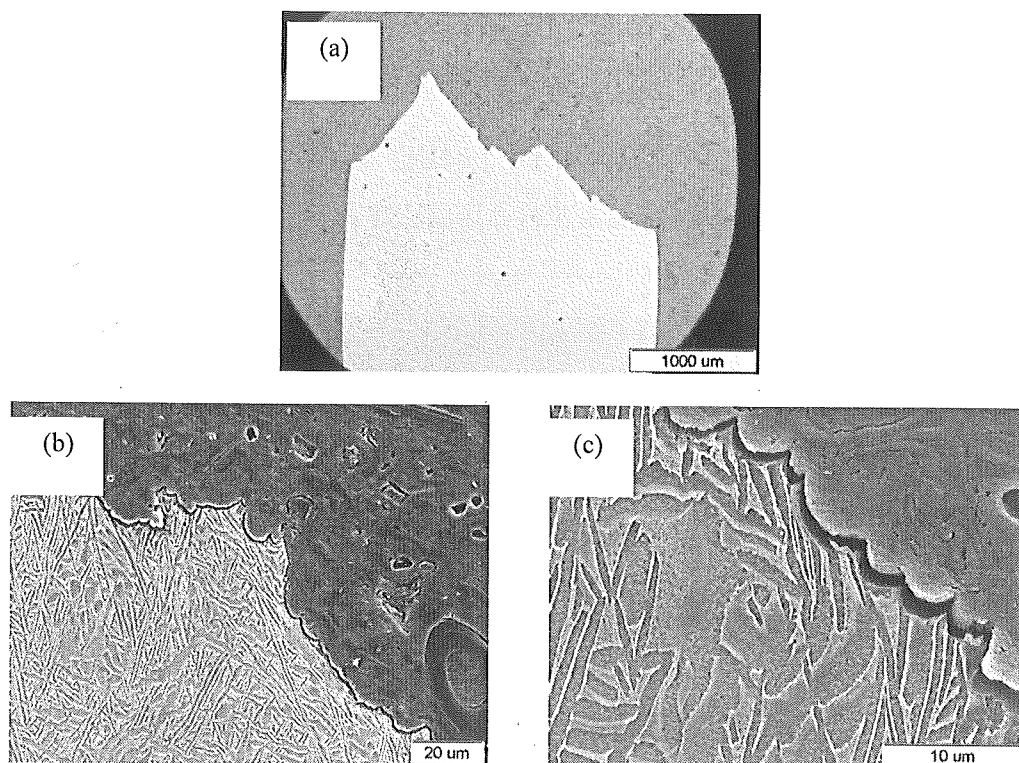


图 58 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 940℃,2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口亚表面 SEM 照片

图 59 为激光沉积态 TA15 钛合金经 980℃ 下空冷热处理后断口亚表面形貌，亚表面呈锯齿状，有明显颈缩，初生 α 和 β 转变组织均有变形。

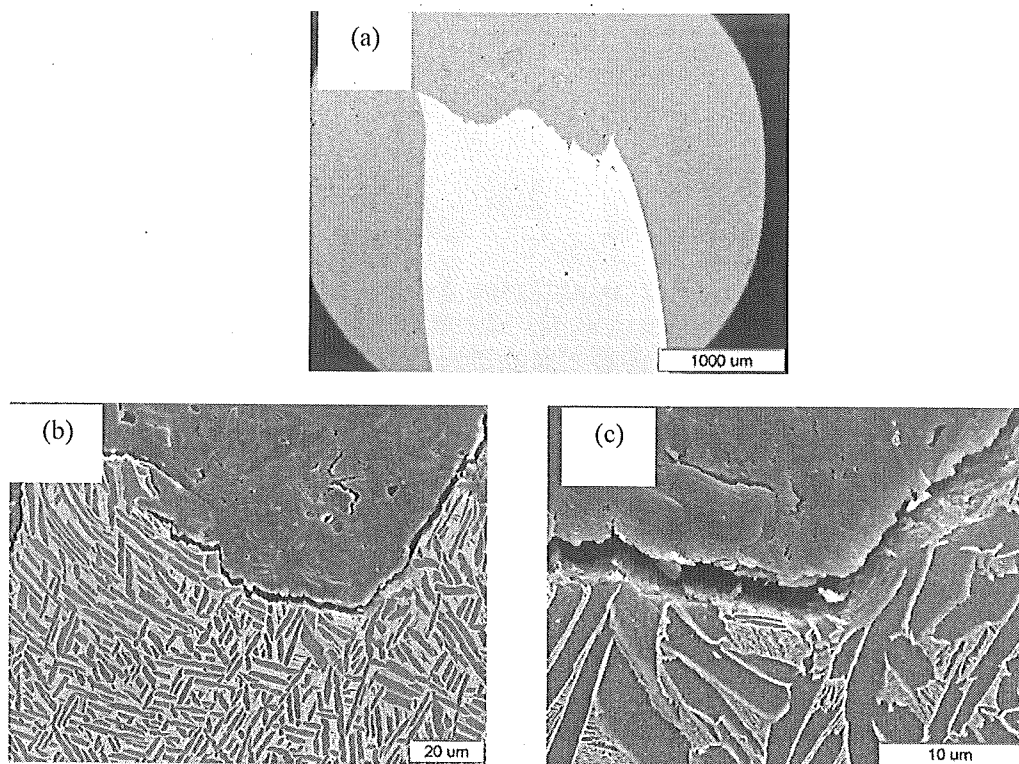
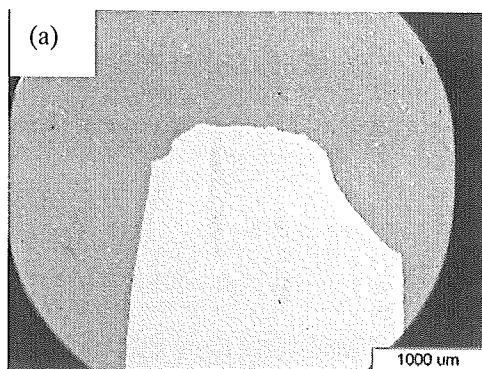


图 59 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 980℃, 2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口亚表面 SEM 照片

图 60 为激光沉积态 TA15 钛合金经 1020℃ 下空冷热处理后断口亚表面形貌，初生 α 和 β 转变组织也均有较大变形。由图 59 和 60 中高倍扫描照片可见，断裂方式既可以从条状初生 α 中间切断也可沿初生 α 和 β 转变组织的相界面断裂。



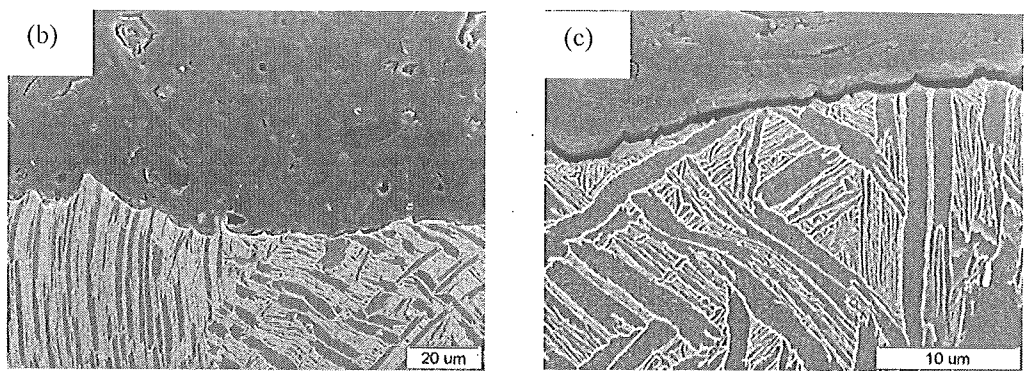


图 60 激光熔化沉积成形 TA15 钛合金 1020℃,2h/AC 退火后纵向拉伸试样断口亚表面 SEM 照片

从图 56~60 的亚表面形貌可以得到如下规律：在拉伸的过程中，组织均发生了明显变形，初生 α 相表现出方向性。

大量观察表明，当裂纹抵达与拉伸轴成较小角度的初生 α 相时，塑性较好的 β 相会松弛裂纹尖端应力，从而阻碍裂纹的扩展，提高材料的韧性。继续增加外力， α 片中的应力会首先达到 α 相的强度极限，出现裂纹，而 β 相则会发生更大的塑性变形直至最终被拉断，这时便发生完全断裂。图 61 为这一类型的断裂过程示意图。这一类型的组织中，相互平行的 α 片起到了增强 β 基体的作用，而 β 相则改善了材料的塑性和韧性。

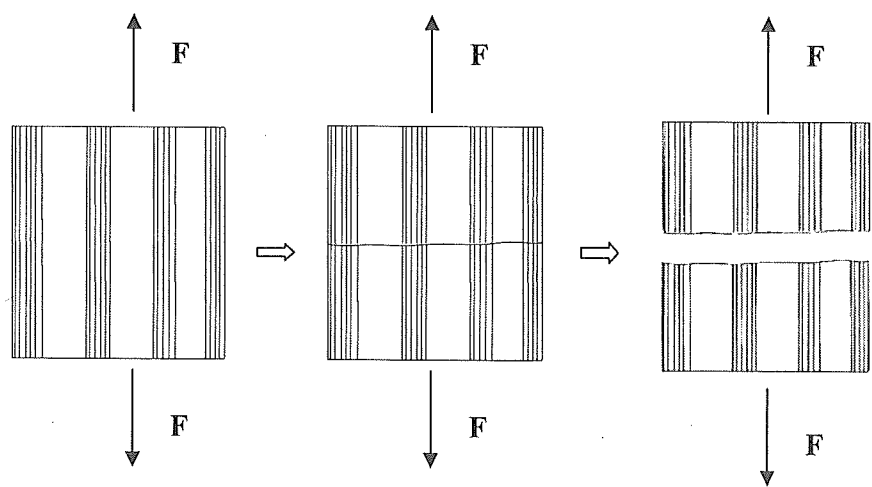


图 61 与拉伸轴同向的 α 相断裂过程示意图

多个视场观察表明，与拉伸轴成较大角度的初生 α 相组织中，初生 α 相增强 β 基体的作用基本消失，主要原因是 α 相与 β 转变组织在拉伸轴方向上相互隔离，使得在拉伸时 α 相之间的联系大大减弱。在拉伸过程中，裂纹不再萌生于或通过初生 α 相，而是 β 相首先发生塑性变形，达到一定程度后形成微孔，微孔长大连接最终的 β 转变组织发生断裂。图 62 为这一类型的断裂过程示意图。这种断裂特征与杨义等人研究的 BT18y 钛合金全片层组织断裂特征相似^[50]。

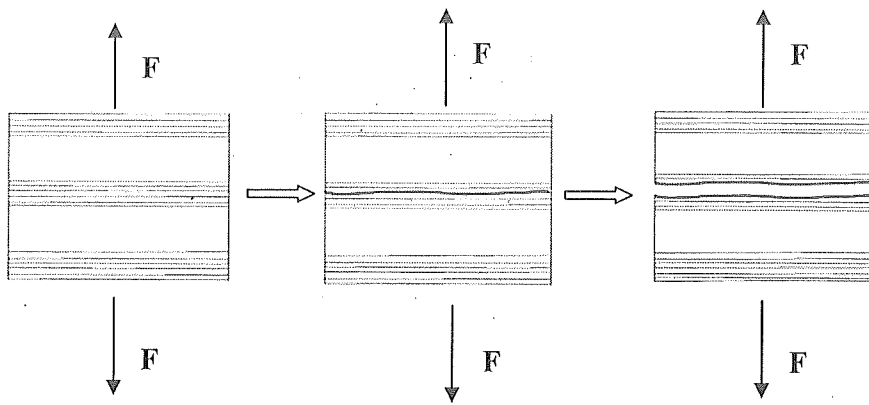


图 62 与拉伸轴垂直的 α 相断裂过程示意图

第五章 讨论

5.1 特殊“双态”组织形成的机理

在两相区上部退火热处理后得到一种“特殊”的双态组织，与钛合金在两相区锻造所获双态组织形态不同，该双态组织中初生 α 形态呈规则长条块状。如图 63 所示，在 $\alpha+\beta$ 两相区锻造得到的双态组织中初生 α 呈等轴状，这种伴随变形的加工工艺会产生较大的储存能，在后续的热处理中储存能是进行回复与再结晶的驱动力，使初生 α 球化^[51,52]。激光熔化沉积成形过程中没有产生较大的储存能，而钛合金中层片状的界面能比较低，因此初生 α 为长条块状，没有产生球化，这与铸造成形类似^[53]。

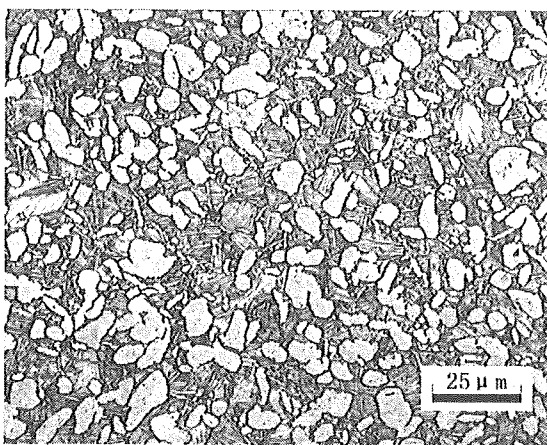


图 63 两相区锻造得到的双态组织

大多数金属固态相变是形核-核长大相变。极少数固态相变是无核转变。在形核-核长大相变中，相变又分为扩散相变及无扩散形核相变两种。在固态相变过程中无论形核与否，相变需要驱动力，同时相变又遇到阻力。相变驱动力是相变导致系统自有焓下降的因素，相变阻力是导致系统自有焓升高的因素^[54]。

在单元系液体结晶成固相时，驱动力为固液相自由焓之差，阻力为新相的表面能 $\Delta G_{\text{表}}$ ，基本能量关系为 $\Delta G = \Delta G_{\text{相变}} + \Delta G_{\text{表}}$ 。但在固态相变中，由于新旧相比容差和晶体位向的差异，这些差异产生在一个新旧相有机结合的弹性固体介质中，在核胚及周围区域内产生弹性应力场，该应力场包含的能量就是相变新阻力：畸变自由焓 $\Delta G_{\text{畸}}$ ，则有 $\Delta G = \Delta G_{\text{相变}} + \Delta G_{\text{界面}} + \Delta G_{\text{畸}}$ 。固态相变在 $\Delta G_{\text{相变}}$ 的驱动下进行相变遇到阻力为 $\Delta G_{\text{界面}} + \Delta G_{\text{畸}}$ 。

固态相变时，形成新、旧两相间界面所产生的界面能是由两部分组成，一部分是在母相中形成新相时，由于化学键的强度和数量变化引起的化学能，称为界面能中的化学项；另一部分是由界面原子不匹配，界面处晶核产生畸变而产生的界面应变能，称为界面能中的几何项。

在固态相变中, 体积应变能来自新旧两相比容差和界面结构两个因素, 应变能是由两项组成。一项是由新相和旧相比容不同所产生的弹性应变能。在固态相变过程, 由于新旧两相比容不同, 且母相是固态晶体, 故新相形成时的体积变化将受到母相的约束, 不能自由膨胀或收缩, 由此产生弹性应变。由比容差引起的体积应变能与新相核心的几何形状有关。在非共格界面的情况下, 新相形成片状时, 所产生的体积应变能最小, 形成球状时的应变能最大, 形成针状时, 应变能居中, 如图 64 所示。另一个组成是由界面上两相晶格不匹配而产生的弹性应变能, 其取决于界面的硬匹配程度。对于具有一定失配度的共格界面, 由于界面处两相晶格要一一匹配, 两相会因界面处的硬匹配而受到均匀的弹性应力, 而使体积应变能增高, 对于半共格界面, 由于存在界面位错而使界面的硬匹配程度降低, 故由此产生的弹性应变能也低。对于非共格界面, 界面处硬匹配程度最低, 相应的由界面结构引起的体积应变能也最低。

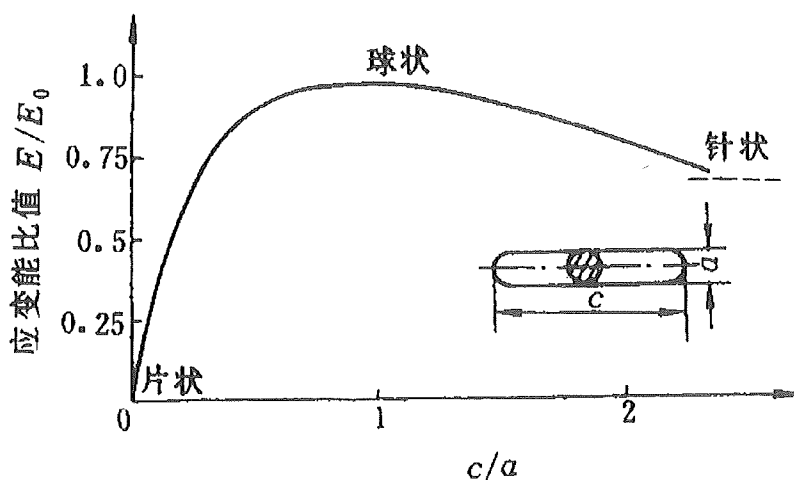


图 64 新相核子形状与弹性应变能的关系^[55]

相变过程具有自组织功能, 它总是选择阻力最小、速度最快的有利途径或贯序有机地进行。界面结构类型和新相粒子形状对界面能和应变能的影响是不一样的。界面共格时, 界面能最低, 而体积应变能最高。在非共格的情况下, 球形体积应变能最大, 但界面能最低, 片状体积应变能最小, 但界面能大。界面能和应变能是固态相变过程的阻力, 但在不同的条件下, 其所主导作用不同。当新旧两相形成共格界面或半共格界面时, 相变阻力主要是体积应变能; 当形成非共格界面时, 界面能成为主要的相变阻力。因此, 当过冷度很大, 新相临界晶核单位体积的表面积 (S/V) 很大, 因此, 总的界面能大, 此时, 界面能起支配作用。界面采取共格方式以降低界面能, 并且界面能的降低超过体积应变能的增加, 从而使总的相变阻力降低。当过冷度比较小时, 临界晶核尺寸很大,

单位体积的表面积小,此时体积应变能起支配作用,界面采取非共格形式。当两相比容差较大时,形成片状,以进一步降低体积应变能,当两相比容差比较小时,则形成球状以降低界面能。

在 882℃ 以上时呈体心立方晶格结构,称为 β 钛,其晶格常数 a 为 0.33065nm; 在低于 882℃ 时呈密排六方结构,称为 α 钛,其晶格常数 c 、 a 分别为 0.46843nm 和 0.29511nm。如图 65 所示。体心立方结构单胞内的原子数为 2, 密排六方结构单胞内的原子数为 6。

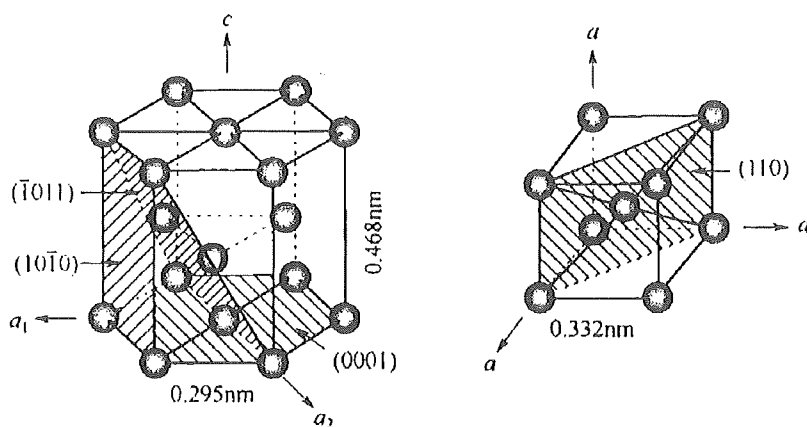


图 65 密排六方 α -Ti 和体心立方 β -Ti 的晶体结构^[1]

β -Ti 的比容: α -Ti 钛的比容 = β -Ti 单胞的体积/ β -Ti 单胞内的原子数: α -Ti 单胞的体积/ α -Ti 单胞内的原子数 = $0.332^2/2 \cdot 3^{-1/2}/4 \times 0.295^2 \times 6 \times 0.468/6 = 3.12$ 。由此可见, β -Ti 的比容为 α -Ti 钛的比容的 3 倍多, 两相比容差较大。所以, 从 β 相中析出 α 相时, 新相和旧相比容相差较大, 所产生的弹性应变能也较大, 形成片状 α 相, 可以进一步降低体积应变能。

图 66 为两相区上部退火热处理后组织形成示意图。从 $\alpha+\beta$ 两相区空冷时, 由于冷却前组织中已存在细针状 α 颗粒(初生 α), 冷却过程中 α 相沿初生 α 颗粒边界析出, 初生 α 连续长大, 同时也可以初生 α 颗粒边界形核后向 β 相内生长^[5], β 相分解为细小层片状组织。

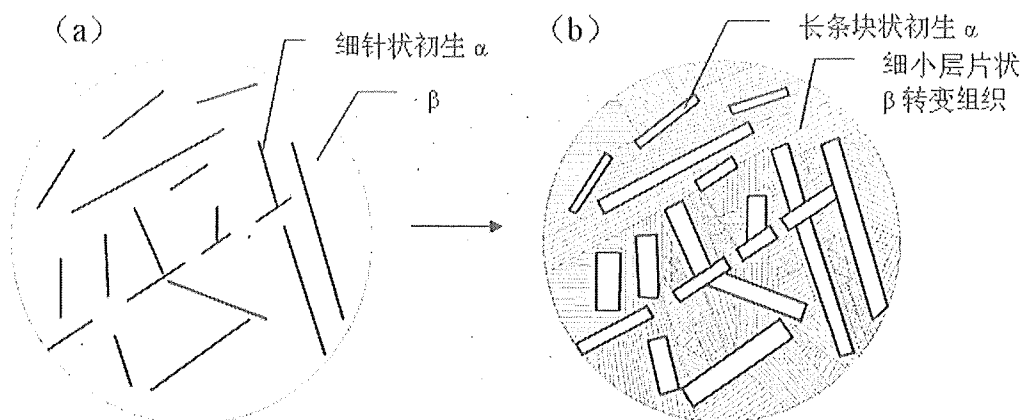


图 66 两相区上部退火热处理后特殊“双态”组织形成示意图, (a) 两相区组织, (b) 室温组织

片状组织是材料中常见的一种显微组织，由于钛合金中片层结构的界面能比较低，因而钛合金的片状组织是比较稳定的，一般认为仅通过热处理不能是片状组织发生明显球化。目前，为了将片状 α 改变成球状 α ，只能依靠低于相变温度的两相区内的变形^[7]。

等轴状组织往往具有高的塑性和疲劳强度，并易于超塑性变形；而层状组织具有高的断裂韧性、优异的抗蠕变性能和抗疲劳裂纹扩展性能^[1]。双态组织中初生 α 一般呈等轴状，而本实验获得的是具有独特长条块状初生 α 形态的双态组织，其特殊性能有待进一步研究。

5.2 晶内初生 α 片端“叉形”结构的形成机理

激光熔化沉积 TA15 棒材和板材在两相区中上部空冷退火后得到了长条状的初生 α ，初生 α 片端形貌为“叉形”，如图 67 所示。在 β 单相区终锻 BT18Y 钛合金棒经 $\alpha+\beta$ 固溶后也曾出现这种特殊形貌^[56]。



图 67 初生 α 片端的“叉形”形貌

“叉形”形貌的形成主要是由于 α 片的不同部位与 β 相之间的界面结构和界面能不同造成的。

钛合金中的 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变主要有扩散控制下的形核长大机制和类似马氏体相变的切变机制两种方式。扩散机制决定新相的成分和尺寸，切变机制符合严格的位向关系，决定着新相的晶体学结构。

晶内初生 α 片通常以晶界 α 相为核向晶内生长，或在晶内杂质和缺陷处形核生长，前者一般先于后者形成。它们的端面呈曲面状，与 β 相之间无固定的晶体学取向关系，为容易移动的非共格界面，界面能高。而 α 片的阔面（broad face）和侧面（side facet）与基体 β 相之间保持严格的晶体学取向关系^[57]， α/β 相界面为不易移动的半共格界面，界面能低，而且由于 α 片的阔面和侧面与 β 相之间的晶体学关系不同，导致阔面的界面能小于侧面的界面能。在增加同样面积相界面的情况下，端面引起的自由能升高最大，侧面次之，阔面最小。根据自由能升高最小的原则，在 α 片生长时，端面、侧面、阔面的扩展趋势依次增大。因此， α 片在长度方向上的生长速度要远大于厚度方向的速度，最终的 α 片形状近似为扁长方体。

当激光熔化沉积 TA15 钛合金自低温加热到 $\alpha+\beta$ 两相区时，会发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变。 β 相首先会在界面能高的地方形成，即在 α 片的端部以残余 β 相为核向 α 片内生长，于是使得 α 片形成了“叉状形貌”，见图 68 所示。随着 β 片的长大，一部分 α 片完全溶解。此时若将合金冷却，由于 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变时生成的 β 相与原 β 相位相相同，此时的 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变形成的次生 α 片与原 α 片束内的初生 α 片具有相同的位向，但其厚度较未溶解的初生 α 片小得多。

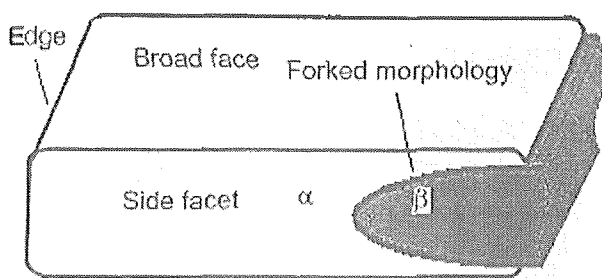


图 68 初生 α 片片端形貌示意图^[56]

以上分析表明，晶内初生 α 片端的“叉形”形貌是由 α 片的各部位与 β 相之间的界面结构和界面能的差异造成的。由于 α 片的阔面和侧面与 β 相之间的界面为低界面能不易移动的半共格界面，端面与 β 相之间为高界面能易移动的非共格界面，因此在 $\alpha+\beta$ 相区固溶发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变时， β 相容易在端面向 α 片内生长形成 β 片，使得 α 片端出现“叉形”形貌。

结 论

本文以真空等离子旋转电极雾化 TA15 (Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V) 钛合金粉末为原料, 利用激光熔化沉积成形技术制备了 TA15 钛合金棒试样和板试样, 采用光学显微镜、X 射线衍射、扫描电镜、透射电镜等分析了激光熔化沉积态成形和热处理后试样的微观组织及其凝固组织形成规律, 测试了热处理前后板试件纵向的室温拉伸力学性能。通过实验和理论分析得出以下结论:

1. 激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材 β 晶粒为粗大的等轴晶, 晶内组织为典型的层片状 β 转变组织;

2. 激光熔化沉积 TA15 钛合金板材 β 晶粒为粗大的柱状晶, 柱状晶的生长方向垂直于激光束扫描方向, 而在靠近表面的纵截面的柱状晶生长方向发生偏移。当激光束扫描到边缘时, 热量除朝基体方向散失外, 通过表层空气散失也占较大比例, 导致温度梯度及其沿高度方向的分量都减小, 因而柱状晶偏离轴向生长方向。板材晶内组织仍为典型的层片状 β 转变组织;

3. 激光熔化沉积 TA15 钛合金 β 晶粒具有十分优异的高温稳定性, 热处理温度对 β 晶粒尺寸基本无影响;

4. 激光熔化沉积 TA15 钛合金在两相区上部退火, 形成特殊的“双态”组织, 初生 α 呈长条块状而非等轴状。钛合金 α 相和 β 相比容差较大, 所以析出的新相 α 相成片状, 以进一步降低体积应变能, 在 $\alpha+\beta$ 两相区长期保温初生 α 也没有发生球化而呈长条块状。由于 α 片的不同部位与 β 相之间的界面结构和界面能不同, 晶内初生 α 片端呈“叉形”形貌;

5. 在两相区内退火, 初生 α 相体积分数随退火温度升高而降低, 初生 α 片层厚随退火温度的升高而增大; 在 β 相区退火获得细层片状组织。在 $\alpha+\beta$ 两相区退火, 随温度的升高, 强度有下降趋势, 塑性显著下降。

参考文献

- [1] [德] C. 莱茵斯 M. 皮特尔斯 编 陈振华等译. 钛与钛合金[M]第 1 版. 北京: 化学工业出版社, 2005: 4-293
- [2] 王华明. 航空高性能金属结构件激光快速成形研究进展[J]. 航空制造技术, 2005, (12): 26-28
- [3] 王华明, 张凌云, 李安等. 先进材料与高性能零件快速凝固激光加工研究进展[J]. 世界科技发展与研究, 2004, 26(3): 27-31
- [4] Abbott D H, Arcella F G. Laser forming titanium components[J]. *Advanced Materials & Processes*, 1998, 153(5): 29-30
- [5] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 23-167
- [6] 《有色金属及其热处理》编写组. 有色金属及其热处理[M]. 北京: 国防工业出版社, 1981: 192
- [7] 王金友, 葛志明, 周彦邦. 航空用钛合金[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1985: 65-222
- [8] 张宝昌, 王世洪, 孟亮等. 有色金属及其热处理[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1993: 120-121
- [9] 黄伯云, 李成功, 石力开等. 中国材料工程大典[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 565
- [10] 谭树松. 有色金属材料学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1993: 100-105
- [11] 张旺峰, 曹春晓, 李兴无, 马济民等. β 热处理 TA15 钛合金对力学性能的影响规律[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(7): 768-770
- [12] 胡刚, 李晋炜, 付纲等. 热处理对 TA15 钛合金电子束焊接接头力学性能和微观组织的影响[J]. 航天制造技术, 2005, (4): 1-5
- [13] 陈军, 赵永庆, 曾卫东等. 退火工艺对 Ti700 钛合金冲击韧性的影响[J]. 金属热处理, 2007, 32(7): 69-71
- [14] 朱知寿, 王新南, 童路等. 新型 TC21 钛合金热处理工艺参数与显微组织演变的关系研究[J]. 钛工业进展, 2006, 23(6): 24-27
- [15] 邹清燕, 蔡俊哲, 贾东明等. TC11 棒材初生含量与热处理温度的关系[J]. 钛工业进展, 2001, (1): 43-45

- [16] 张振刚, 宋昊, 吴国清等. 热处理工艺与 Ti-3Al-5Mo-5V 钛合金显微组织间的定量关系[J]. 材料工程, 2006, (1): 313-316
- [17] 熊爱明, 黄维超, 陈胜晖等. 热处理制度对 TC6 钛合金显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(1): 206-209
- [18] 李士凯, 惠松骧, 叶文君等. 冷却速度对 TA15 ELI 合金组织与性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(5): 786-789
- [19] 刘芝侠, 王俭, 任连保. 固溶时效对 β 型 Ti-4Al-22V 合金硬度的影响[J]. 钛工业进展, 2004, 21(6): 30-31
- [20] 孟笑影, 庞克昌, 殷俊林. 热处理工艺对 TC18 钛合金组织和性能的影响[J]. 热处理, 2006, 21(1): 36-43
- [21] 葛鹏, 赵永庆, 周廉. Ti-B20 钛合金的时效特征[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(1): 44-48
- [22] 孟庆武, 耿林, 王春华等. 两种热处理钛合金的摩擦磨损性能[J]. 大庆石油学院学报, 2006, 30(4): 46-49
- [23] 张尚洲, 王青江, 刘羽寅等. Ti-60 合金双态组织时效过程中碳化物的溶解行为[J]. 金属学报, 2005, 41(9): 969-973
- [24] 周伟, 曲恒磊, 赵永庆等. 热处理对 TC4 合金组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 2005, (8): 26-27
- [25] 沙爱学, 李兴无, 储俊鹏等. 热处理工艺对 TA15 钛合金冲击性能的影响[J]. 稀有金属, 2006, 30(1): 26-29.
- [26] 陶春虎, 刘庆琼, 曹春晓等. 航空用钛合金的失效及其预防[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002: 15
- [27] Nidhi Singh, Gouthama, Vakil Singh. Low cycle fatigue behavior of Ti alloy IMI 834[J], *Materials Science and Engineering* 2002, 325(1-2): 324-332
- [28] 曹京霞, 方波, 黄旭, 李臻熙. 微观组织对 TA15 钛合金力学性能的影响[J]. 稀有金属, 2004, 28(2): 362-364.
- [29] 周军, 曾卫东, 舒滢等. 热变形参数对 Ti-17 合金的片状 α 球化过程的影响[J]. 热加工工艺, 2005, (1): 16-19
- [30] 周军, 曾卫东, 舒滢等. 应用热加工图研究 TC17 合金片状组织球化规律[J], 稀有金属材料与工程, 2006, (2): 265-269

- [31] 王广春, 赵国群. 快速成型与快速模具制造技术及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2003: 10
- [32] Xue Yan, P Gu. A review of rapid prototyping technologies and systems[J]. Computer-Aided Design, 1996, 28(4): 307-318
- [33] 许勤, 张坚. 激光快速成型技术研究现状与发展[J]. 九江学院学报(自然科学版), 2005, (1): 119-121
- [34] 赵宏林, 冯涛, 侯细林. 汽车发动机零件的快速制造[J]. 模具设计与制造技术, 2005, (7): 24-26
- [35] 杜振杰, 田丰. 快速成型技术在卫生装备研制中的应用[J]. 医疗卫生装备, 2004, (6): 19-20
- [36] 韩召, 曹文斌, 林志明. 陶瓷材料的选区激光烧结快速成型技术的研究进展[J]. 无机材料学报, 2004, 19(4): 705-713
- [37] 林树忠, 孙会来. 激光加工技术的应用及发展[J]. 河北工业大学学报, 2004, 33(2): 77-82
- [38] 陈石卿. 激光成形钛合金件能满足航空要求[J]. 上海钢研, 2001, (4): 27
- [39] 张永忠, 席明哲, 石力开. 激光熔覆沉积制备多层 316L 不锈钢-Stellite31 合金梯度功能材料[J]. 金属热处理, 2007, 32(9): 45-47
- [40] 施新, 马朝臣, 吴剑涛. 利用 RP 技术制造增压器涡轮叶轮[J]. 汽车技术, 2002, (5): 36-37
- [41] 高士友, 张永忠, 石力开等. 激光快速成型 TC4 钛合金的力学性能[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 29-33
- [42] 钟敏霖, 杨林, 刘文今等. 激光快速直接制造 W/Ni 太空望远镜准直器[J]. 中国激光, 2004, 31(4): 482-486
- [43] 回丽, 许红, 许良, 张忠文等. 航空钛合金结构件的损伤修复技术[J]. 机械设计与制造, 2005, (11): 125-126
- [44] D.W.Crall, P.J.Linko, C.English, B.Busbe. Laser Twist Weld Repair of Compressor Blisk Airfoils[A]. American: *American Insitute of Aeronautics and Astronautics*, 1998: 3416
- [45] 薛蕾, 陈静, 张凤英等. 飞机用钛合金零件的激光快速修复[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(11): 1817-1820

- [46] Li Hong-lai, Lin Shu-zhong, Sun Hui-la. Study on Laser Processing Craft for The Fluid Dynamic Grooves of Journal Bearing [A]. The6th International Conference on Frontiers of Design and Manufacturing (ICFDM'04) [C]. 2004.
- [47] 胡汉起, 沈宁福, 姚山等. 金属凝固原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999: 241-243
- [48] 咎林, 陈静, 林鑫等. 激光快速成型 TC4 钛合金的力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(4): 612-616
- [49] 姜伟之, 赵时熙, 王春生等. 工程材料的力学性能[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2000: 22-28
- [50] 杨义, 黄爱军, 徐峰等. BT18y 钛合金等轴组织与全片层组织的室温拉伸塑性[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(5): 768-774
- [51] 姚泽坤, 郭鸿镇, 苏祖武. 热力参数对 $\alpha+\beta$ 两相钛合金再结晶百分数和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(5): 340-343
- [52] G.Sharma, R.V.Ramanujan and G.P. Tiwarl. Instability mechanisms in lamellar microstructures[J], *Acta mater* 2000, 48 (4): 875-889
- [53] M.T. Jovanović, S. Tadić, S. Zec, Z. Mišković, I. Bobić. The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti-6Al-4V alloy[J], *Materials and Design* 2006, 27(3): 192-199
- [54] 刘宗昌, 任慧平, 宋义全. 金属固态相变教程[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2003: 8-12
- [55] 钟家湘, 刘颖. 金属学教程[M]. 北京: 北京理工大学出版社, 1995: 358-365
- [56] 杨义, 徐锋, 黄爱军等. 全片层 BT18y 钛合金在 $\alpha+\beta$ 相区固溶时的显微组织演化[J]. 金属学报, 2005, 41(7): 713-720
- [57] G.B. Viswanathan, S. Karthikeyan, R.W. Hayes, M.J. Mills. Creep behaviour of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo: II. Mechanisms of deformation[J], *Acta Materialia* 2002, 50(20): 4965-4980

攻读硕士学位期间取得的学术成果

谢旭霞, 张述泉, 汤海波, 李安, 方艳丽, 李鹏, 王华明. 退火温度对激光熔化沉积 TA15 钛合金组织与性能的影响. 稀有金属材料与工程, (已录用)

谢旭霞, 张述泉, 汤海波, 李安, 方艳丽, 李鹏, 王华明. 热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金显微组织的影响. “航天材料及工艺研究所建所 50 周年科技论坛” (已收录)

致 谢

本课题是在导师王华明老师的悉心指导和亲切关怀下完成的。在论文的选题、研究方案论证和论文撰写过程中，导师倾注了大量心血，并对论文进行了精心评阅与指导。导师渊博的知识、勤奋严谨的治学风范、敏锐活跃的学术思维、连贯流畅的逻辑思维深深影响了我，将使我受益终身。借此论文完成之际，谨向辛勤培养我的导师致以崇高的敬意和衷心的感谢！

在金相制备、组织分析过程中得到了北航材料学院于荣莉老师、陈赤囡老师、苏梅老师、阮中健老师和王春生老师等的大力协助，在拉伸性能测试实验中得到了北航材料学院韩海军老师的大力帮助，在激光熔化沉积快速成形制造过程中得到了北航激光材料加工制造技术实验室的张凌云老师、李安老师、李鹏老师、张述泉师兄、刘虎潜师傅、吴述龙师傅、和李金铎师傅的大力帮助，老师们渊博的知识和三位师傅熟练的技艺给我留下了很深的印象并给我很多启示，在此一并表示深深的谢意。

在研究生论文完成期间还得到了本课题组汤海波老师、方艳丽老师、张述泉师兄、陆晓峰师兄、贵永亮师兄、贺瑞军师兄、刘栋师兄、袁源师兄、李佳臻师姐、董李欣师兄、高飞师兄、田象军师兄和王远同学等在研究和实验工作中给予的大力支持。

再次对所有关心和帮助过我的老师和同学表示衷心的感谢！