

热变形对 TA19 闪光焊接接头组织均匀化的影响

梁运兴^{1,2,3}, 王龙祥⁴, 魏志坚⁴, 徐平伟^{1,2,3}, 梁益龙^{1,2,3}, 梁宇^{1,2,3}

(1. 贵州大学, 贵州 贵阳 550025)

(2. 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

(3. 高性能金属结构材料与制造技术国家地方联合工程实验室, 贵州 贵阳 550025)

(4. 贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005)

摘要: 为消除 TA19 闪光焊接接头的组织不均匀性, 改善闪光焊接 TA19 的综合性能, 利用 Gleeble3500 热模拟试验机对 TA19 闪光焊接接头在变形温度 900~980 °C, 变形量 30%、60%, 变形速率 0.01~1 s⁻¹ 条件下进行等温恒定速率热压缩试验, 以研究其组织在不同变形参数下的转变特征。结果表明, 焊接接头试样在压缩过程中流变应力-应变曲线呈现动态软化趋势, 在低变形速率条件下片层 α 相动态回复、动态再结晶过程充分发生, 促进其宽度尺寸的增加, β 相楔入导致片层 α 相断开。随变形量与变形温度的增加, 在动态再结晶以及元素扩散作用下, 片层 α 相等轴化比例逐渐提高。变形过程中有残留 β 相被破碎, 部分转变为富 Mo 的颗粒分布在 α 相基体上。在随后的热处理过程, α 基体上富 Mo 颗粒回溶到 β 相, β 相长大完成对片层 α 相的分割, α 相进一步通过静态再结晶完成等轴化。闪光焊接试样在 980 °C、变形速率 0.01 s⁻¹、60% 变形量下变形后, 经 930 °C、1 h+590 °C、4 h 空冷的退火处理, 可充分实现焊缝组织的等轴化转变, 热处理后焊接接头组织以等轴组织为主, 组织均匀性明显改善。

关键词: 近 α 钛合金; 闪光焊; 热变形; 组织均匀化

中图分类号: TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1757-09

近 α 钛合金因具有优良的高温服役稳定性, 以及较好的焊接及加工性能, 广泛应用于航空航天及海洋工程等多个领域^[1-3]。TA19 作为一种常用的高温钛合金, 其退火态组织为具有良好强度、塑性配合的等轴组织。TA19 闪光焊接接头是一种可用于航空发动机机匣、短舱中的结构件, 闪光焊接是一种通过高密度电流在工件两端面上短路爆破产生热量, 随后进行快速顶锻变形, 在界面上完成动态再结晶形成焊缝的固态焊接方式^[4]。与钛合金电子束焊、激光焊氩弧焊、等离子焊^[5-7]等通过焊接区熔池凝固形成的焊接接头组织相比, 钛合金闪光焊接接头具有无铸态组织, 热影响区无液化裂纹等优点, 但由于其焊缝是高温下 β 晶粒通过动态再结晶形成, 焊接过程有较高的热量产生, 导致焊接接头组织中局部温度超过钛合金 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变点, 无法避免冷却过程中 α 相沿 β 晶界析出以及片层状的魏氏组织的出现, 因此 TA19 闪光焊接接头存在明显的组织不均匀性。钛合金魏氏组织具有片层呈现同一取向集束分布, 组织稳定性较高的特性, 因此传统热处

理难以通过消除魏氏组织的方式, 改善 TA19 闪光焊接接头组织的均匀性^[8]。针对钛合金片层组织, 两相区热变形可以使片层 α 相在动态回复、动态再结晶, 以及元素扩散的作用下完成等轴化转变^[9,10], 是一种有效的组织控制手段。而在 TA19 闪光焊接工艺中, 焊接件在完成焊接后, 利用合适的余温, 在一定的变形参数条件下通过进一步的顶锻变形, 促使片层组织发生等轴化, 从而改善 TA19 闪光焊接接头组织的均匀性, 在工程上具有可行性。

通过热变形模拟的方法来研究钛合金片层状魏氏组织变化规律, 从而探索钛合金片层魏氏组织等轴化热变形加工参数是一种相对成熟的方法^[11], 相关研究报道的技术方案均多以组织均匀一致的材料为研究对象, 针对钛合金闪光焊接接头等具有非均匀性原始组织的研究极少。本实验针对 TA19 闪光焊接接头组织, 利用热变形模拟方法, 研究热加工参数对其组织均匀化的影响规律, 为高组织、性能均匀性的 TA19 焊接构件产业化制造提供参考。

收稿日期: 2019-05-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51761003)

作者简介: 梁运兴, 男, 1995 年生, 硕士生, 贵州大学材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: 15846092622@163.com

1 实验

本实验选用的 TA19 合金成分如表 1 所示，其原始组织为均匀的等轴组织，利用 DIL805 型相变分析仪测得其 β 相变点为 1006 °C。材料完成闪光焊接后经自然冷却，沿平行于焊接顶锻方向截取试样。

等温恒定变形速率压缩实验在 Gleeble3500 型热模拟试验机上进行，所用试样为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体，焊缝位于试样中间位置，表面磨光且两端分别垫有石墨片。试样加热方式为真空感应加热，升温速率为 10 °C/s，材料升高到指定温度后保温 3 min，压缩变形后采用水冷方式冷却，以保留高温状态组织。热模拟实验选取的变形温度 (T) 为：900, 940, 980 °C。压下量 (ϵ) 为 30% 与 60%。变形速率 ($\dot{\epsilon}$) 为 0.01, 0.1, 1 s^{-1} 。压缩试验完成后，对材料进行 930 °C, 1 h+590 °C, 4 h 的完全再结晶退火，冷却方式为空冷。

利用线切割机将变形后的试样沿压缩方向对半剖开，在试样中心位置截取小块制作金相试样。试样用金相砂纸经粗磨和细磨后进行机械抛光与化学腐蚀，腐蚀试剂为 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:3:7$ 。应用 Leica2000 型光学显微镜进行金相组织观察。扫描电镜与能谱分析在 Zeiss SUPRA40 型扫描电镜下进行。并在试样中心位置切取 0.5 mm 厚度的薄片，经双喷减薄至 50 nm，在 Tencai G2-F20 S TWIN 透射电镜下进行观测。

2 结果与分析

2.1 TA19 闪光焊接接头组织

图 1 为 TA19 闪光焊接接头由焊缝到基体的连续组织。如图 1a 所示，由于受到焊接过程中温度场与应变场的影响，随着与焊缝距离的变化，TA19 闪光焊接

接头组织在不同的温度与变形量下呈现不同的形貌特征。图 1b 为闪光焊接 TA19 的焊缝及靠近焊缝的热影响区组织，由于该区域在焊接过程中温度超过了材料的相变点，冷却后形成片层的魏氏组织，有 α 相沿晶界析出的特征。此外，该区域在焊接过程中一定的温度与变形量下，有动态再结晶的发生，形成等轴状的原 β 晶粒。因此，将焊缝及其附近具有这一相同组织特征的区域统称为焊缝组织，该组织具有较高的强度，但塑性相对较差。

图 1c 为靠近焊缝区域的组织形貌。可以发现该区域不但有 α 相沿等轴 β 晶粒晶界析出的特征，还有部分沿垂直顶锻方向发生变形的等轴 α 相残留，以及因元素扩散不均匀而形成的 Ghost α 组织（图 1c 中内嵌图片）^[12, 13]。由于此区域组织是在一定的温度与变形量下形成，且其组织特征与焊缝组织存在差异，因此，将该区域定义为温度-变形双重影响区，简称为双重影响区。焊缝与双重影响区的宽度为 2~3 mm。在双重影响区与基体之间还存在宽度约为 1.5 mm，主要为变形等轴组织的区域（图 1d）。该区域是由于在远离焊缝位置较低的温度下， $\alpha \rightarrow \beta$ 相变未发生，原有等轴组织只在顶锻作用下发生变形而形成，因此将此区域定义为应力影响区。应力影响区以外的基体为等轴 α 相与 β 转变组织所构成的等轴组织（图 1e），该区域组织形貌未受到焊接过程影响。可见，TA19 的闪光焊接接头中存在明显的组织差异。

表 1 试验用 TA19 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TA19 alloy ($\omega/\%$)					
Al	Sn	Zr	Mo	Si	Ti
6.61	1.75	4.12	1.91	0.10	85.3

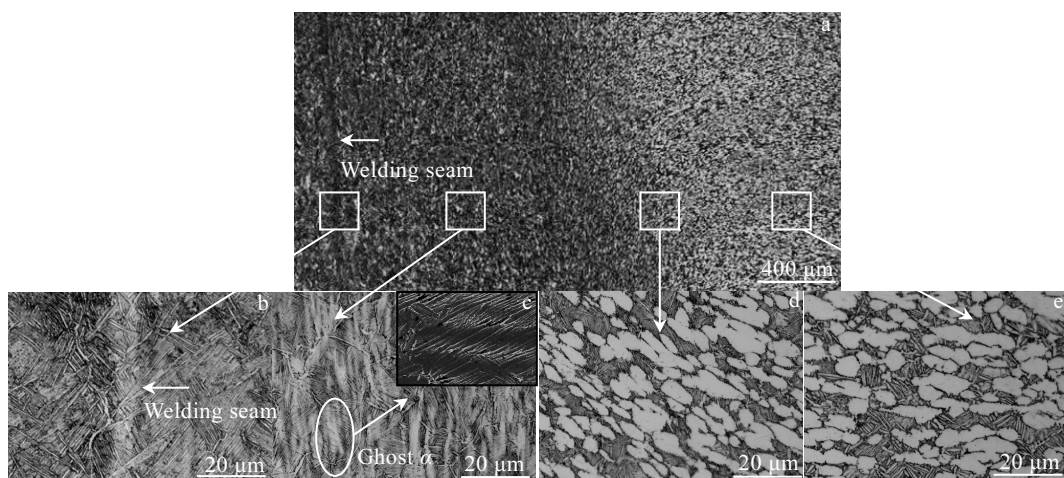


图 1 TA19 合金闪光焊接接头组织

Fig.1 Microstructure of flash welded TA19 alloy: (a) continuous structure, (b) welding seam, (c) heat and stress affected zone, (d) stress affected zone, and (e) base metal

2.2 流变应力-应变曲线

图 2 为不同变形速率下闪光焊接试样热压缩的流变应力-应变曲线, 图 2a、2b、2c 所对应的变形速率分别为 1, 0.1 以及 0.01 s^{-1} 。对比不同条件下的应力-应变曲线, 可以发现所有应力-应变曲线均呈现动态软化特征。表现为变形初期, 在加工硬化作用下, 应力随应变迅速增大, 而达到峰值后又随应变的增加而减小的现象。流变应力-应变曲线显著受到变形温度以及变形速率的影响, 峰值应力随变形温度的升高、变形速率的降低而减小。例如如图 2a 中变形速率 1 s^{-1} , 变形温度 900 $^{\circ}C$ 下材料的峰值流变应力为 309 MPa, 而当应变速率降低到 0.01 s^{-1} (图 2c) 时, 峰值应力明显下降, 仅为 116 MPa。这是由于低温下材料中可开动的滑移系较少, 变形能力较差, 位错运动困难, 滑移所需要的分切应力较高。随变形温度的升高, 材料的热激活作用增强, 原子平均动能提高, 滑移所需要的临界分切应力值降低, 位错运动受到的阻力减小, 峰值应力降低。而变形速率对流变应力的作用主要体现在其对材料变形过程中加工硬化与动态软化的影响, 高变形速率下, 位错增殖速率较快, 加工硬化作用显著, 而较低的变形速率下, 位错增殖速率较慢, 并且材料变形过程中动态回复与动态再结晶的发生, 加工硬化得到缓解, 峰值应力降低^[14]。因此, 降低变形速率、升高变形温度均有利于 TA19 钛合金的动态软化过程。

2.3 闪光焊接 TA19 接头组织演变

2.3.1 焊缝组织演变

变形量对焊缝组织演变的影响如图 3 所示, 图 3a 为变形速率 0.01 s^{-1} , 变形温度 940 $^{\circ}C$, 变形量 30% 下的焊缝组织, 在此变形条件下, 对比原始焊缝组织, α 片层的方向性减弱, 长宽比降低, 部分片层 α 发生分解, 形成短棒状的 α (如图 3a、3b 中标识区域所示), 并伴有少量的等轴 α 出现, 但以同一取向连续分布的粗片层 α 相为主。当变形量增加到 60% (图 3b) 时, α 片层持续发生分解, 焊缝组织主要由短棒状 α 与未完全分解的片层 α 组成, 等轴 α 的含量有所增加, 片层 α 相方向性明显减弱。在本实验参数内, 变形量的增加有助于 α 分解为更细小的片层组织, 促进片层 α 的等轴化^[15]。

图 4 为变形速率 0.01 s^{-1} , 变形量 60%, 不同变形温度下的焊缝组织。变形温度为 900 $^{\circ}C$ (图 4a) 时, 此变形条件下, 由于较低的变形温度, 焊缝组织以 α 相为主。与原始焊缝组织相比, 该参数下变形后, 片层 α 发生交叉, 晶界 α 几乎不可见, 但依然有少量残留, 等轴 α 不存在, α 相与 β 相界面规则、平直。当变形温度增加到 980 $^{\circ}C$ 时 (图 4b) 时, 尽管在 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变作用下, α 相含量降低, 但等轴化 α 的比例显著提升, α/β 界面不规则, 说明焊缝组织不再保持原有的片层形态。但仍有部

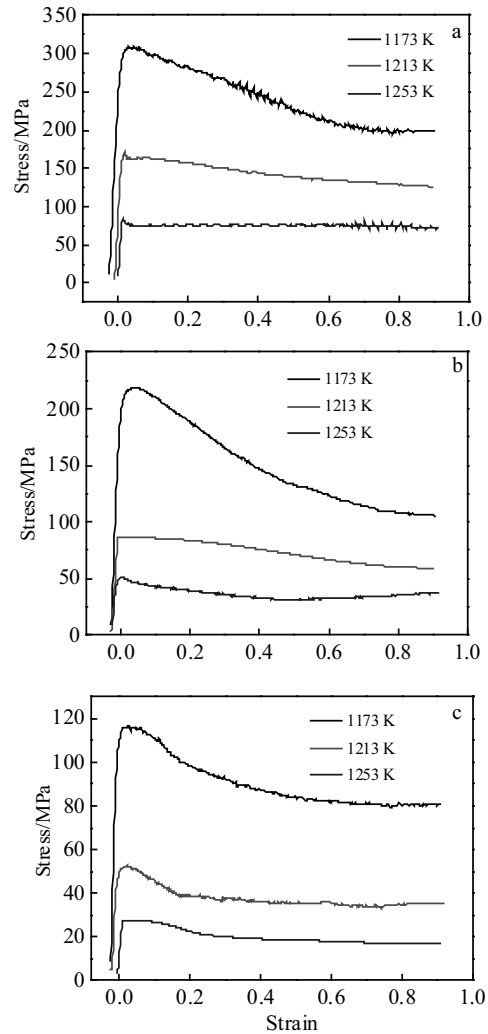


图 2 TA19 合金焊接试样热压缩流变应力-应变曲线

Fig.2 Flow strain-stress curves of flash welded TA19 alloy at different strain rates: (a) 1 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , and (c) 0.01 s^{-1}

分 α 片层未完全分解, 如图 4b 中内嵌图片所示, 此类片层 α 表面有 β 相楔入, 但 α 相彼此依然相连, 保留了片层组织的部分特征。对比不同变形温度下的焊缝组织, 可以发现在本实验参数范围内, 随变形温度的升高, 片层 α 的等轴化比例有所增加。变形量与温度对片层 α 等轴化的影响规律, 符合文献[16, 17]中的描述, 即片层 α 的等轴化是动态回复、动态再结晶与扩散的共同作用的动态过程, 在较高的温度、变形量下能够更为充分发生。

动态回复与动态再结晶是材料热变形过程中影响材料组织演变的重要因素, 其转变过程受到变形参数的影响与控制。不同变形速率下保温时间的差异, 对焊缝组织转变过程中的转变同样存在影响。图 5 为变形温度 900 $^{\circ}C$ 、变形量 30%, 不同变形速率下变形后的焊缝组织的 TEM 照片。图 5a 中, 在 1 s^{-1} 的变形速率下, 片层 α 内部有形变孪晶的出现。这是由于在较高的变形速率下,

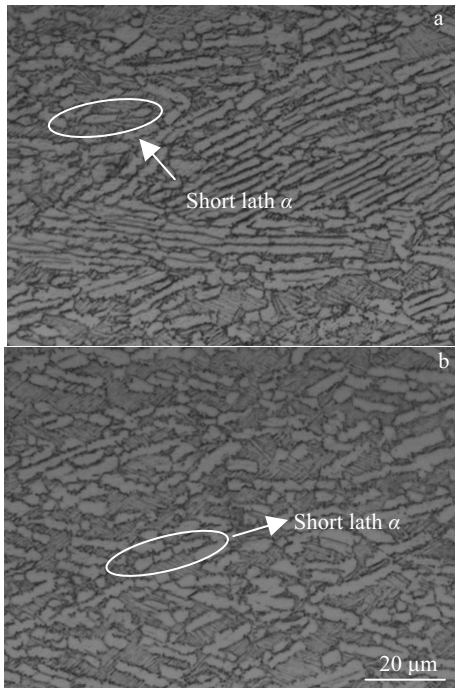


图 3 不同变形量下焊缝组织

Fig.3 Microstructures of welding seam at deforming rate 0.01 s^{-1} , deforming temperature $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ and deformation of 30% (a) and 60% (b)

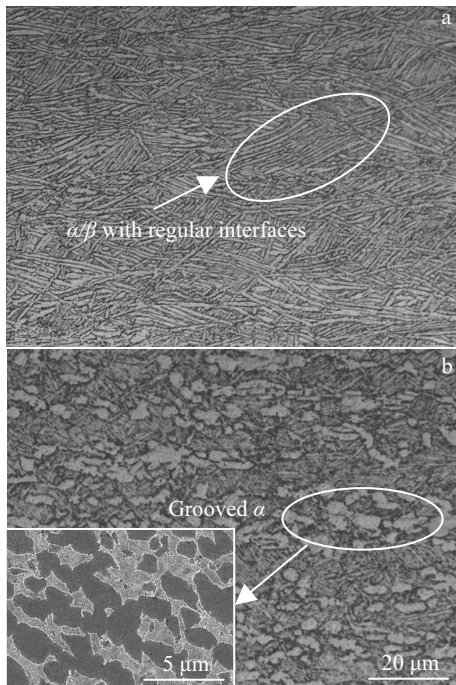


图 4 不同变形温度下焊缝组织 ($\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $\epsilon=60\%$)

Fig.4 Microstructures of welding seam at deforming rate 0.01 s^{-1} , deformation 60% and deforming temperature of $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) and $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b)

位错的塞积不足以由动态回复所消除，导致滑移难以进行，孪晶系开动，形变孪晶产生。尽管孪晶的出现改变了晶体的滑移取向，使变形能够更为顺利进行，但高变形速率下动态回复和动态再结晶过程难以充分完成。随着变形速率的降低，组织中逐渐有动态回复与动态再结晶的发生^[18]，如图 5b 中标识区域所示，位错在变形作用下重新排列，形成位错墙，动态回复开始发生。

图 6 为变形温度 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形速率 0.01 s^{-1} ，60%变形量下焊缝组织。图 6a 为变形后发生交叉的原始片层组织，其组织 TEM 照片如图 6b 所示，可以发现片层 α 内部具有较高的位错密度，并伴有通过位错重排形成规则的网格结构出现。说明此变形条件下，较低的变形温度使动态再结晶不能充分发生，并且由于 β 相含量较少，焊缝组织以片层 α 的动态回复为主^[19]。动态回复的发生一定程度缓解了变形过程中位错的塞积，但随着变形过程的持续，位错持续积累，片层 α 中发生局部变形， α 片层被切断，取向改变。表现为互相交叉的形貌特征。

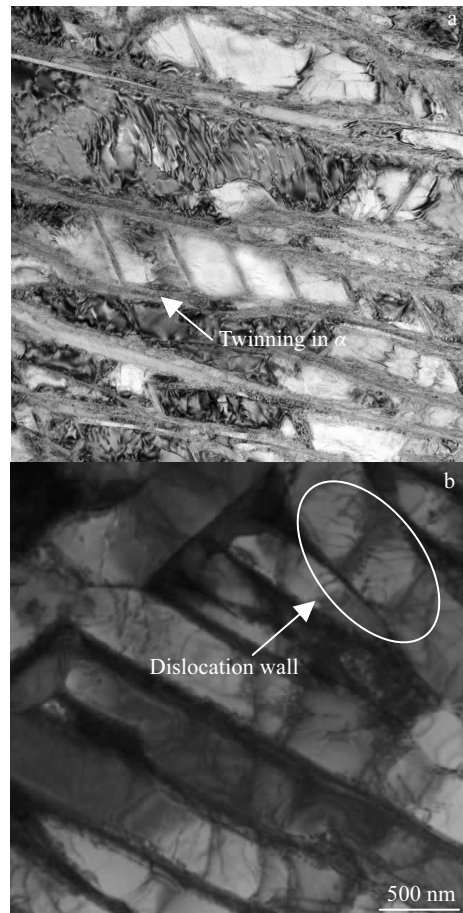


图 5 不同变形速率下焊缝组织 ($T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=30\%$)

Fig.5 Microstructures of welding seam at deforming temperature $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, deformation 30% and deforming rate of 1 s^{-1} (a) and 0.01 s^{-1} (b)

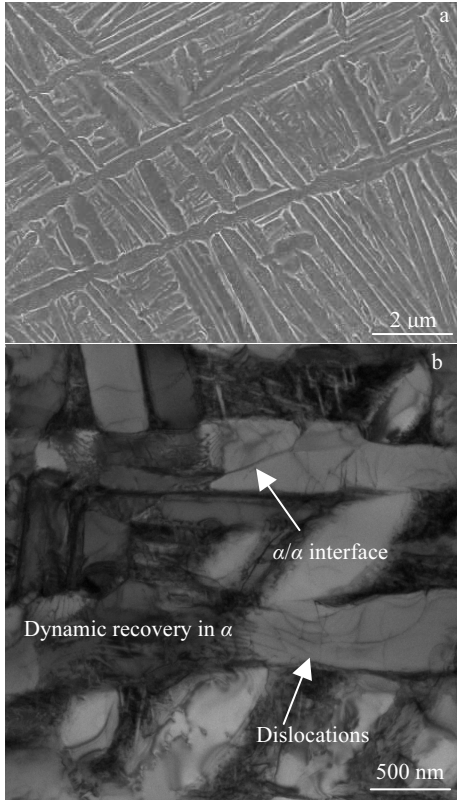


图 6 900 °C、变形速率 0.01 s⁻¹、60%变形量下焊缝组织 SEM 及 TEM 照片

Fig.6 SEM (a) and TEM images (b) of welding seam at deforming rate 0.01 s⁻¹, deformation 60% and deforming temperature 900 °C

随着变形温度的增加，变形过程中还伴随有动态再结晶的发生。图 7 为变形温度 980 °C、变形速率 0.01 s⁻¹，60%变形量下的焊缝组织。图 7a 中标识区域为发生了动态再结晶的 α，其表面有 β 相楔入的沟槽产生。β 向 α 内部的楔入本质为受到由温度影响的扩散过程。因此，较高的变形温度下，材料具有更高的扩散激活能，使 β 相能够更为充分地楔入 α 内部，促进 α 片层分解。此外，由于在变形初期 α 片层内部的动态回复的发生，α 片层中某些区域具有较高的缺陷密度，也将促进 β 相的楔入。β 相的楔入程度由 α/α 与 α/β 界面能之差决定^[16]，α/β 界面能为常数，α/α 界面能越高，β 相楔入程度越深，片层 α 更易于分解为等轴 α。材料通过动态再结晶形成大角度晶界，将使 α/α 界面能提高，促进这一转变过程。如图 7b 所示，在通过动态再结晶以及 β 相的楔入，有等轴 α 的形成。并且由于变形温度接近相变点。β 相的含量增加，β 相与 α 相中均有动态再结晶的发生，冷却后形成等轴组织。

2.3.2 双重影响区组织演变

双重影响区原始组织中存在 Ghost α 组织，Ghost α

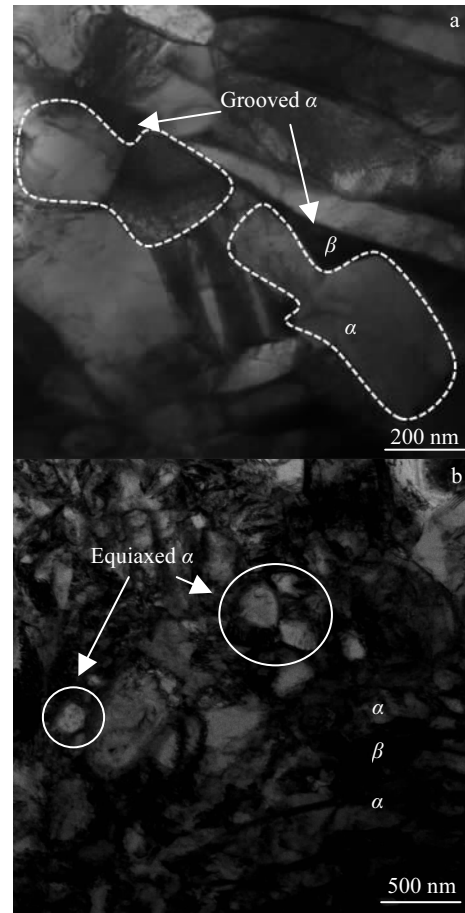


图 7 变形温度 980 °C、变形速率 0.01 s⁻¹，60%变形量下焊缝组织形貌

Fig.7 Microstructure of welding seam at deforming rate 0.01 s⁻¹, deformation 60% and deforming temperature 980 °C : (a) grooved α and (b) equiaxed α

是一种元素成分介于 α 相与 β 相之间的过渡组织，变形温度的变化对其组织转变影响较大^[12, 13]。如图 8 中分别在变形量 60%、变形速率 0.01 s⁻¹时在 900, 940, 980 °C 下变形后的双重影响区组织所示。图 8a 为 900 °C 变形后的双重影响区组织，可以发现，在温度的作用下，Ghost α 开始通过元素扩散发生溶解，转变为平衡组织，与 α 相分离，α 相内部片层贯穿的特征减弱，并且其组织溶解程度随温度升高而增加。如 940 °C 下（图 8b）变形后具有更低的 Ghost α 含量的组织，该温度下只有少量 α 相内部有片层贯穿的痕迹，980 °C 下（图 8c）大部分 Ghost α 已经溶解。Ghost α 的溶解是受变形温度影响，由扩散作用控制的动态过程。随着变形温度的升高，逐渐接近于相变点时，Ghost α 持续发生溶解，转变为平衡状态的 α 相。因此，此区域组织在变形过程中呈现出与焊缝片层组织相似的转变规律，即随着温度、变形量的

升高, 片层 α 分解、等轴 α 的比例增加, 但由于此区域与应变量最大的中心位置有一定距离, 导致其组织等轴化效果弱于焊缝区域, 变形后依然有具有明显方向性的片层组织分布。

2.3.3 变形过程中残余 β 的转变

变形过程不仅改变了 α 相的组织形貌特征, 其对残留 β 相的转变同样存在影响, 本实验中在完成压缩后进行了快速冷却, 能够保留变形后高温状态组织, 以便对各相的组织特点进行观察。图 9a, 9b 为材料在两相区 940 °C、变形速率 1 s^{-1} 、变形量 60% 下变形后水冷的焊缝组织。在变形加热过程中, 剩余片层 α 相及其片层间 β 相在随后的压缩过程中变形、破碎, 形成如图 9a、9b 所示的细小的颗粒状组织。对变形后组织不同区域的能谱分析结果如图 9c 所示, 点 1、2、3 位置分别为颗粒组织、 β 相以及 α

相, 不同组织中的 Al、Mo 元素含量如表 2 所示。可以发现, 对比 α 相与 β 相的元素成分, 颗粒组织中的 Al、Mo 元素含量介于 α 相与 β 相之间, 形成与平衡状态下组织中元素含量存在差异的转变区。图 10 为该区域的形貌特征, 图 10a 为分布于 α 相中的颗粒 β 组织, 其选区电子衍射结果如图 10b 所示, 由于偏离平衡状态的成分分布, 元素的固溶导致 α 基体与颗粒 β 发生晶格畸变, 衍射斑变形。

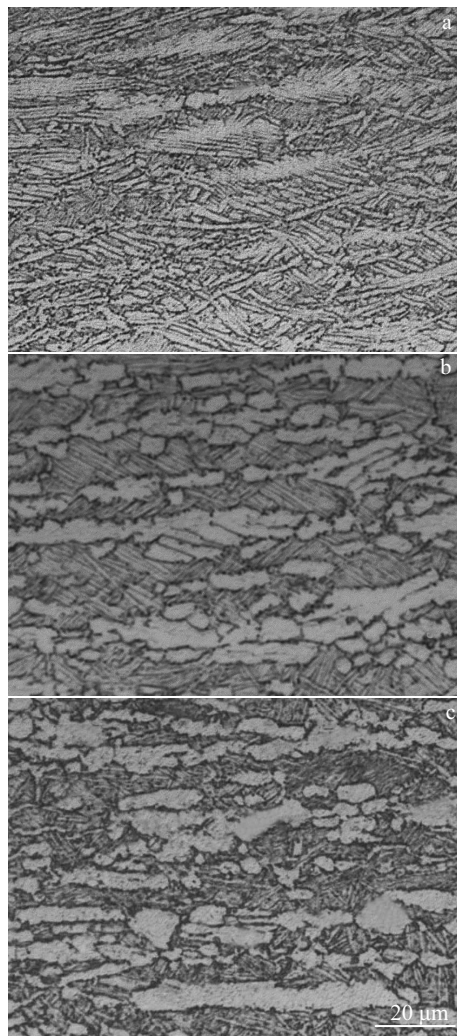


图 8 热变形后双重影响区组织 ($\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 60\%$)

Fig.8 Microstructure of deformed heat and stress affected zone at deforming rate 0.01 s^{-1} , deformation 60%, and different deforming temperatures: (a) 900 °C, (b) 940 °C, and (c) 980 °C

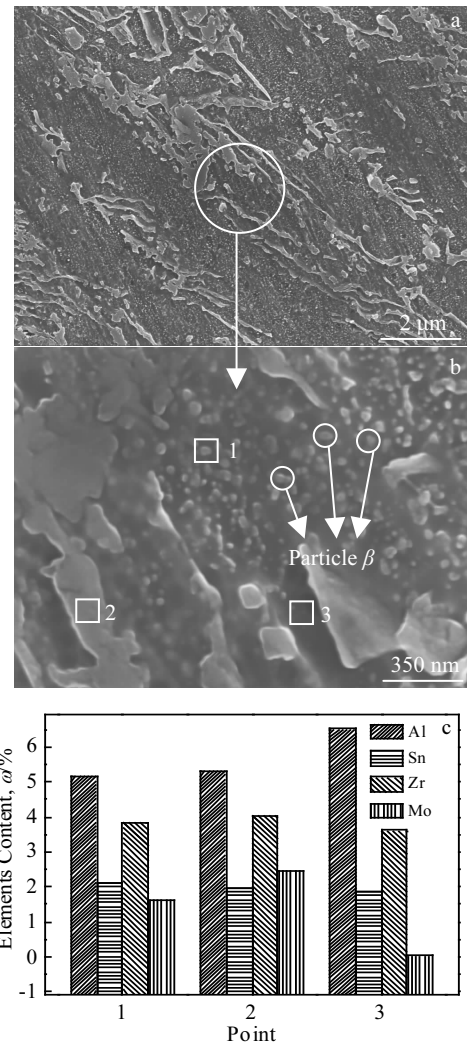


图 9 转变区组织形貌及成分 ($T=940 \text{ °C}$, $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 60\%$)

Fig.9 Microstructure (a, b) and elements contents (c) of transition zone at deforming temperature 940 °C, deforming rate 0.01 s^{-1} and deformation 60%

表 2 图 9 中不同区域元素含量

Table 2 Element contents of different zones in Fig.9 (wt%)

Position	Al	Mo
Particle β (Point 1)	5.15	1.63
β phase (Point 2)	5.3	2.45
α phase (Point 3)	6.51	0.03

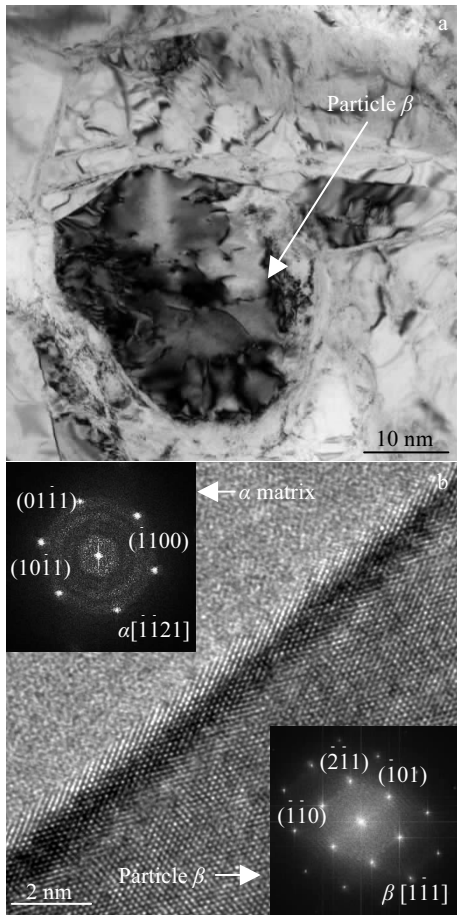


图 10 转变区组织形貌

Fig.10 Microstructure of transition zone: (a) particle β and (b) interface between particle β and α

颗粒组织的形成是由于材料在较低温度下快速变形后受变形影响， β 相发生破碎形成尺寸较小的颗粒。根据 Ostwald 熟化理论^[20]，与大尺寸的 β 相比，小尺寸的 β 具有更高的界面能，这部分界面能的差异将作为驱动力导致其在一定温度下通过元素扩散发生溶解，促进尺寸较大的 β 相长大。但在较快的冷却速度下，元素扩散不能充分发生，颗粒组织未完全溶解，得以保留，形成了尺寸为 20~40 nm 的富 Mo 颗粒分布于 α 相内部。图 11 为这一转变过程

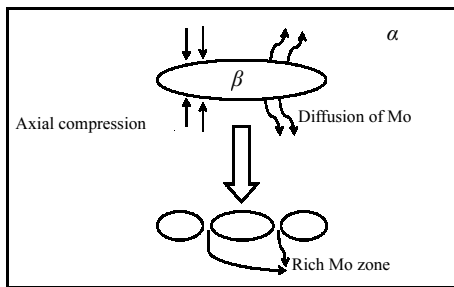


图 11 转变区形成机制

Fig.11 Mechanism of the occurrence of transition zone

的机制示意图。在变形后热处理加热过程中，这些细小富 Mo 颗粒将逐渐溶解消失，其所在位置的基体 α 相将完成静态再结晶，促进等轴组织的形成。

2.4 热处理后组织演变

TA19 闪光焊接接头组织经过热变形后，焊缝组织中片层 α 等轴化不完全，扩散过程未充分发生， α 相中有大量富 Mo 颗粒存在，组织均匀性需要进一步提高。因此，需要对变形后的材料进行热处理，以完成组织的充分均匀化。本实验选取的热处理工艺为 930 $^{\circ}\text{C}$ ，1 h+590 $^{\circ}\text{C}$ ，4 h 的退火处理，其目的在于促进片层 α 充分等轴化，调整组织中 α 相含量，并为扩散过程提供激活能，使其能够充分发生^[21]，消除材料的成分不均匀性，以改善组织均匀化效果。

图 12 为在 60%变形量下经热处理后的焊缝与双重影响区组织，可以发现，热处理对变形后 TA19 焊缝组织具有显著影响。如图 12a 所示，焊缝组织经热处理后等轴 α 比例进一步上升，焊缝处已无残余片层 α ，其组织以等轴 α 为主，并伴有少量未完全等轴化，表面具有沟槽的 α 。图 12a 中内嵌图片为热处理后局部放大的焊缝组织图片，可以发现，随着 β 相楔入片层 α 的程度增加， α 片层完全分离，并且富 Mo 的细小颗粒已完全溶解。这一转变是由于热处理过程中在热激活的作用下，

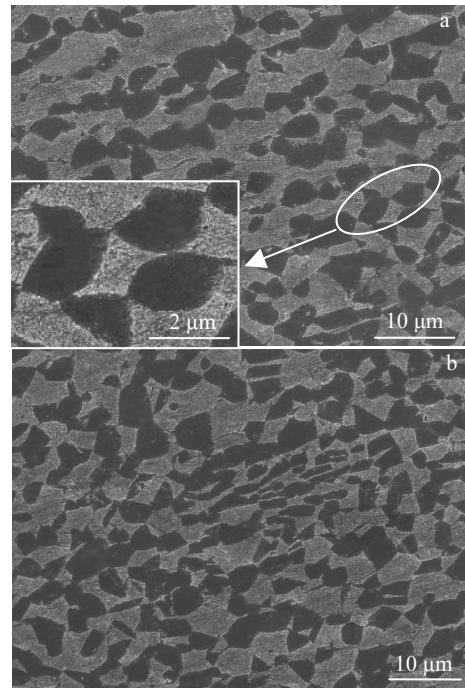


图 12 热处理后焊缝及双重影响区组织 ($\epsilon=60\%$, $T=980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$)

Fig.12 Microstructures of different heat treated zones at deformation 60%, temperature 980 $^{\circ}\text{C}$, and deforming rate of 0.01 s^{-1} : (a) welding seam and (b) heat and stress affected zone

富 Mo 颗粒中 Mo 元素向片层 α 沟槽位置扩散, 有助于 β 相持续向 α 片层内部生长, 完成对片层 α 的分割。双重影响区由于变形量的不足, 片层 α 未完全分解, 变形后等轴 α 的比例低于焊缝位置。经热处理后, 在元素扩散作用下, 等轴 α 比例同样呈现增加趋势。如图 12b 所示, 由于变形过程中动态再结晶未充分发生, 该区域未完全等轴化的 α 数量较多, 组织依然具有一定方向性。

图 13 为 980 °C, 0.01 s⁻¹, 60% 变形量下经过完全再结晶退火处理后具有最佳均匀化效果的 TA19 闪光焊接头组织。经热变形及后续热处理, 焊缝及双重影响区组织等轴化效果明显, 但由于变形过程中动态再结晶的发生, 以及原始组织中 α 片层厚度较低, 变形处理获得的等轴 α 晶粒相比于基体较为细小^[22], 尺寸上依然存在一定的差异, 但其与基体组织形态上的差异已基本消除。

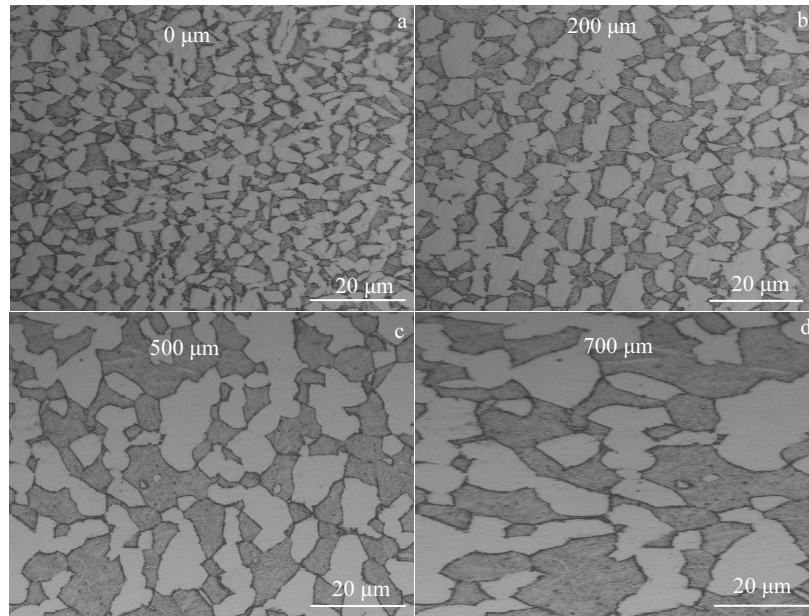


图 13 热处理后变形 TA19 闪光焊缝到基体组织形貌

Fig.13 Microstructures of as deformed TA19 alloy from welding seam to base metal with following heat treatment: (a) welding seam, (b) heat and stress affected zone, (c) stress affected zone, and (d) base metal

3 结论

1) TA19 闪光焊接接头组织在变形温度 980 °C、变形速率 0.01 s⁻¹、变形量 60% 下变形后, 经 930 °C, 1 h + 590 °C, 4 h 空冷热处理, 可以实现原有片层结构魏氏组织的等轴化转变, 闪光焊接接头组织均匀性得到改善。

2) 变形过程中, 片层 α 相在温度与变形作用下发生动态再结晶, 残留的片层 β 相在应力作用下破碎形成富 Mo 颗粒分布的 α 相基体上, 在随后的加热过程中, Mo 元素发生扩散, 促进了 β 相向片层 α 的楔入, 使 α 片层分割实现等轴化。片层组织等轴化的过程包含了片层 α 相的回复、再结晶以及元素的均匀扩散过程。

参考文献 References

- [1] Sares N, Pillai M G, Mathew J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 192: 83
- [2] Wanjara P, Jahazi M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(8): 2149

- [3] Metcalfe J C, Quigley M B C. *Welding Journal*[J], 1975, 54(11): 401
- [4] Shen J, Wei Z, Zhu X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 718: 34
- [5] Vairis A, Frost M. *Wear*[J], 1998, 217(1): 117
- [6] Li W, Wu H, Ma T *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14(5): 312
- [7] Shao H, Shan D, Zhao Y *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2016, 664: 10
- [8] Pilchak A L, Williams J C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(3): 773
- [9] Zherebtsov S, Murzinova M, Salishchev G *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 4138
- [10] Xu J, Zeng W, Jia Z *et al. Computational Materials Science*[J], 2014, 92(5): 224
- [11] Schnabel J E, Bargmann S. *Materials*[J], 2017, 10(8): 896
- [12] Attallah M M, Preuss M, Boonchareon C *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(9): 3149

- [13] Wang G, Chen Z, Li J *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34: 570
- [14] Gil F J, Planell J A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 283(1): 17
- [15] Li L, Li M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 698(20): 302
- [16] Weiss I, Froes F H, Eylon D *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1986, 17(11): 1935
- [17] Semiatin S L, Seetharaman V, Weiss I. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263(2): 257
- [18] Mandal S, Bhaduri A K, Sarma V S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(6): 2056
- [19] Wang Z, Wang X, Zhu Z. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 692: 149
- [20] Xu J, Zeng W, Ma H *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2018, 736: 99
- [21] Stefansson N, Semiatin S L. *Metallurgical and Materials Transactions A (Physical Metallurgy and, Materials Science)* [J], 2003, 34(3): 691
- [22] Li C, Zhang X Y, Li Z Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 573: 75

Effect of Hot Deformation on Microstructure Homogenization of Flash Welded TA19 Alloy

Liang Yunxing^{1,2,3}, Wang Longxiang⁴, Wei Zhijian⁴, Xu Pingwei^{1,2,3}, Liang Yilong^{1,2,3}, Liang Yu^{1,2,3}

(1. Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. Guizhou Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, China)

(3. The Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, China)

(4. Guizhou Anda Aviation Forging Co., Ltd, Anshun 561005, China)

Abstract: In order to eliminate the microstructure inhomogeneity of TA19 flash welding joint and improve its comprehensive properties, an isothermal constant rate hot compression test was performed using Gleeble3500 thermal simulation testing machine on TA19 flash welding joint under the condition of deformation temperature 900~980 °C, deformation 30%, 60%, and deformation rate 0.01~1 s⁻¹, to research microstructure change characteristics of the welding joint under different deformation parameters. The results show that the rheological stress-strain curve of the welded specimen indicates a dynamic softening trend during the compression process, and the recovery and recrystallization of the flaked α phase are sufficient under the condition of low deformation rate, which promotes the increase of its width and size, and the wedge of β phase results in the disconnection of the flaked α phase. With the increase of deformation amount and deformation temperature, under the action of dynamic recrystallization and element diffusion, the equiaxial ratio of flaked α increases gradually. In the process of deformation, residual β phases are broken and some of them are transformed into Mo-rich particles which are distributed on the α phase matrix. In the subsequent heat treatment process, Mo rich particles on the matrix are dissolved back into the β phase, which grows up to complete the segmentation of the α phase, and it is further equiaxialized by static recrystallization. Flash welding specimens after 980 °C, 0.01 s⁻¹, 60% deformation followed by air cooling annealing treatment of 930 °C, 1 h + 590 °C, 4 h can fully realize equiaxial transition of the weld microstructure. After heat treatment, the welding joint is mainly composed of equiaxial microstructure, and the microstructure uniformity is obviously improved.

Key words: near α titanium alloy; flash welding; hot deformation; homogenization of microstructure

Corresponding author: Liang Yu, Professor, School of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: xq.liangyu@126.com