

# 高强韧稀土镁合金筋板类构件等温精锻工艺

韩修柱<sup>1,2</sup>

单德彬<sup>1</sup>

徐文臣<sup>1</sup>

杜志慧<sup>2</sup>

张绪虎<sup>2</sup>

(1 哈尔滨工业大学材料学院, 哈尔滨 150001)

(2 航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

**文 摘** 主要研究高强韧稀土镁合金筋板类构件等温精锻工艺及随后的锻件微观组织与性能的控制。通过 Deform 软件对典型筋板类构件的等温精锻工艺进行模拟研究, 通过分析等温精锻工艺过程中金属材料的流动趋势及可能出现的问题, 提出相应的解决方案, 在随后的实验过程中, 成功成形出具有高筋薄腹板的典型筋板类锻件。研究表明: 筋板类构件等温精锻过程中在两个侧筋相交的位置充填最为困难, 利用有限元方法对坯料尺寸进行优化设计, 有效地改善了金属在复杂模具型腔内的充填能力, 并降低了等温成形载荷, 成形出表面质量良好的稀土镁合金精锻件。通过 200℃ 时效 63 h 后, 高强韧稀土镁合金筋板类构件的强度达到峰值, 其峰值抗拉、屈服强度和延伸率分别为 371、243 MPa 和 4.07%。 $\beta'$  相和长周期相在基体上的弥散分布是锻件获得较高强度的主要原因。锻件断口在未时效处理状态下主要为韧性断裂, 而随着时效过程的进行, 断裂方式逐渐转变为解理断裂。

**关键词** 筋板类构件, 稀土镁合金, 等温精锻工艺, 时效工艺

## Isothermal Precision Forging Process of Mg-RE Alloy Component With High-Rib and Thin-Web

Han Xiuzhu<sup>1,2</sup>

Shan Debin<sup>1</sup>

Xu Wenchen<sup>1</sup>

Du Zhihui<sup>2</sup>

Zhang Xuhu<sup>2</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

(2 Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

**Abstract** The isothermal precision forging process and microstructure evolution of Mg-RE component with high-rib and thin-web are studied in the article. The deform software was used to simulate the isothermal precision forging process and some problems arises during the forging process were proposed. Some methods are also proposed according to the results of simulation and the forgings with high-rib and thin-web were formed successfully. The results show that the intersected lateral ribs are difficult to fill during isothermal precision forging process. The dimension of billet is optimized according to the simulation analysis by deform software, which reduces the load of forging process and the Mg-RE component with high quality is formed successfully in the combined female dies. The optimal ageing parameter, 200℃, 63 h, is obtained, corresponding to peak ultimate tensile strength, tensile yield strength and elongation of the Mg-RE component of 371 MPa, 243 MPa and 4.07%, respectively. The strengthening  $\beta'$  phase and long period stacking ordered phase mainly contribute to the high strength of the component. The fracture modes are changed during forging process and ageing process, i. e. ductile fracture in the forged component and cleavage fracture in the aged component.

**Key words** Component with high-rib and thin-web, Mg-RE alloy, Isothermal precision forging process, Ageing process

### 0 引言

随着航天航空和汽车等领域对减重的要求越来越

越严格, 构件的轻量化、精密化已经成为该领域的研究热点。镁及其合金是工业中最具有应用前景的金

收稿日期: 2013-02-15; 修回日期: 2013-04-28

作者简介: 韩修柱, 1985 年出生, 博士, 主要从事镁合金及复杂锻件精锻工艺及组织性能控制方面的研究。E-mail: xiuzhuhan@163.com

属结构材料之一<sup>[1-3]</sup>。但是,由于镁合金的塑性变形能力较差,大型复杂形状的航天航空构件的精密塑性加工较为困难。如何实现复杂形状航天航空用镁合金构件的精密塑性加工和组织性能控制是目前国内外的研究热点问题之一。

等温锻造在精密成形具有复杂外形的构件方面有明显的优势<sup>[4]</sup>。哈尔滨工业大学吕炎教授等<sup>[5]</sup>在20世纪90年代中期研究了MB15镁合金上机匣等温锻造工艺。该锻件几何形状复杂,外周有四个不均匀分布的凸耳和六条径向分布的窄而高的加强筋,最大高宽比达9.2,沿周向的体积呈不均匀分布,成型十分困难,如图1所示。该锻件的几何尺寸大,水平投影面积近0.4 m<sup>2</sup>。长春应用化学研究所研制的MB26富钇镁合金已应用于国产歼7和轰炸机飞机的受力构件<sup>[6]</sup>。



图1 MB15 镁合金上机匣

Fig.1 Upper receiver of MB15 magnesium alloy

合金筋板类构件等温精锻缺陷形成及其控制方法,与后续热处理工艺相结合,揭示锻件微观组织和力学性能的相关性,优化高强韧稀土镁合金筋板类构件等温精锻工艺和热处理工艺。

## 1 实验

Mg-10Gd-2Y-0.5Zn-0.3Zr (at%)合金,初始状态为开坯后锻态组织。所成形的复杂形状稀土镁合金筋板类构件三维造型如图2所示,构件筋的高宽比为10:1,中间腹板厚度仅为8 mm,锻件在腹板平面投影面积约0.05 m<sup>2</sup>。将模具设计为由四部分组成的组合式凹模。采用加热棒对模具加热,等温精锻温度为410℃,在公称压力为5 000 t液压机上进行,凸模模锻速率为1 mm/s。为了减少等温锻造火次,改善稀土镁合金锻件的力学性能,利用Deform软件对其等温精锻过程进行有限元模拟。分别设计两种等温精锻成形方案,如图3所示。

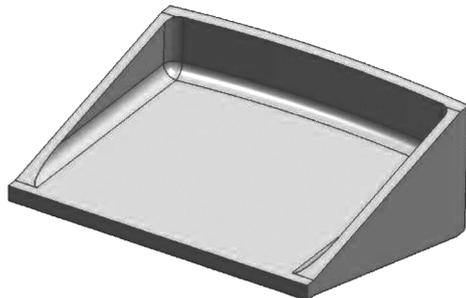
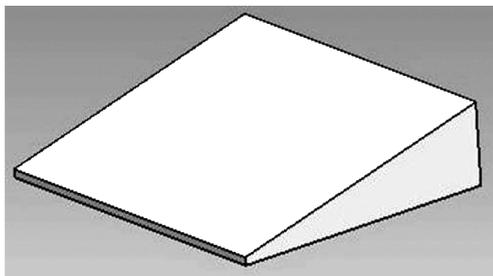


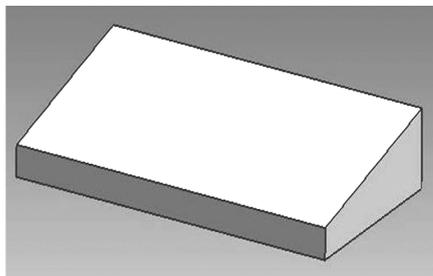
图2 筋板类锻件三维模型

Fig.2 3D model of rib-web forging

本文通过数值模拟和实验研究复杂形状稀土镁



(a) 方案一



(b) 方案二

图3 等温精锻成形方案

Fig.3 Solution of isothermal precision forging

## 2 结果与分析

### 2.1 筋板类锻件等温精锻过程数值模拟

图4所示为采用方案一,筋板类锻件等温精锻过程的等效应力分布情况。结果表明:变形开始阶段,金属主要向两个方向流动,一方面沿着坯料斜面向低的一端流动,另一方面则产生反挤变形向上流动充填高筋。当整个凸模与坯料完全接触时,金属受到腹板端面模具侧壁的阻挡不能再向腹板端面方向流动,只

能通过长程流动流向腹板外侧的三个高筋处,腹板外侧高筋的充填主要来自腹板厚度的减薄。在筋板类锻件等温精锻过程中,金属流动距离长且充填阻力较大,所需的模锻力较大,对液压机和模具提出较高的要求。

图5为采用方案二,筋板类锻件等温精锻过程的等效应力分布情况。结果表明:变形开始阶段,金属主要沿楔形斜面向腹板端面流动,并有部分金属充填

高筋,整个流动过程中金属受到的充填阻力较小。当流动的金属与腹板端面模具侧壁接触时,金属在该方向受到很大的阻碍,金属开始向腹板外侧的三个高筋处流动。在充填三个高筋过程中,两个高的侧筋相交处金属充填阻力最大,筋的充填高度较小,是筋板类构件最后充填的部位。

图6所示为两种坯料方案的等温精锻载荷曲线。

可以看出,方案一:由于金属在成形后期只有一个流动方向,其充填阻力较大,导致载荷急剧上升。方案二:由于对坯料的尺寸进行了优化设计,金属在沿楔形斜面向腹板端面流动的同时,有部分金属充填高筋,整个流动过程中金属受到的充填阻力较小,所需的载荷也较小。

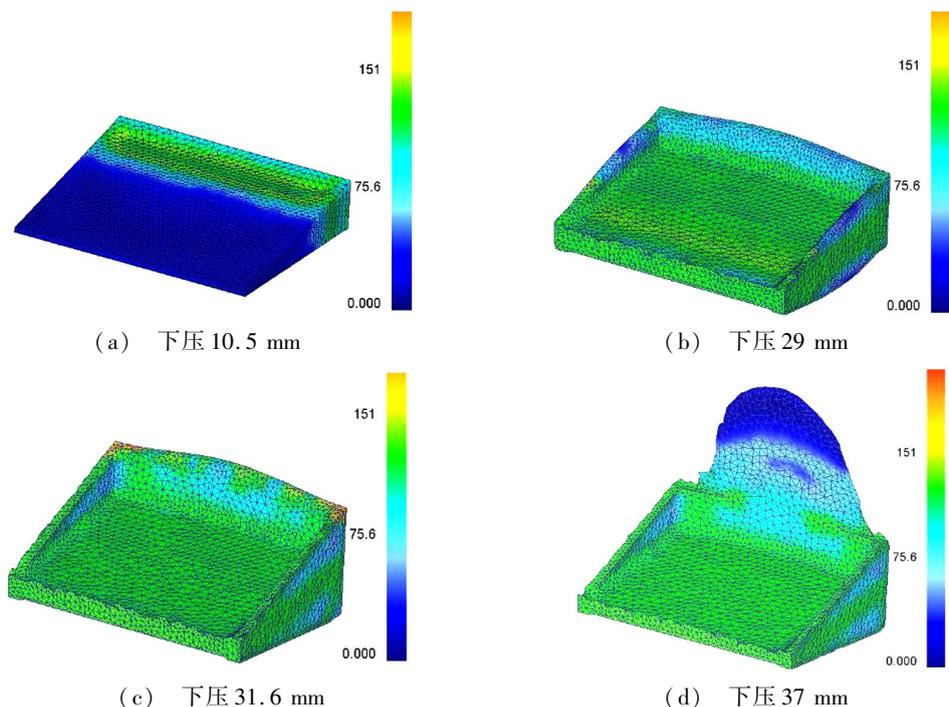


图4 方案一坯料精锻过程等效应力分布

Fig. 4 Effective stress distribution of precision forming solution 1

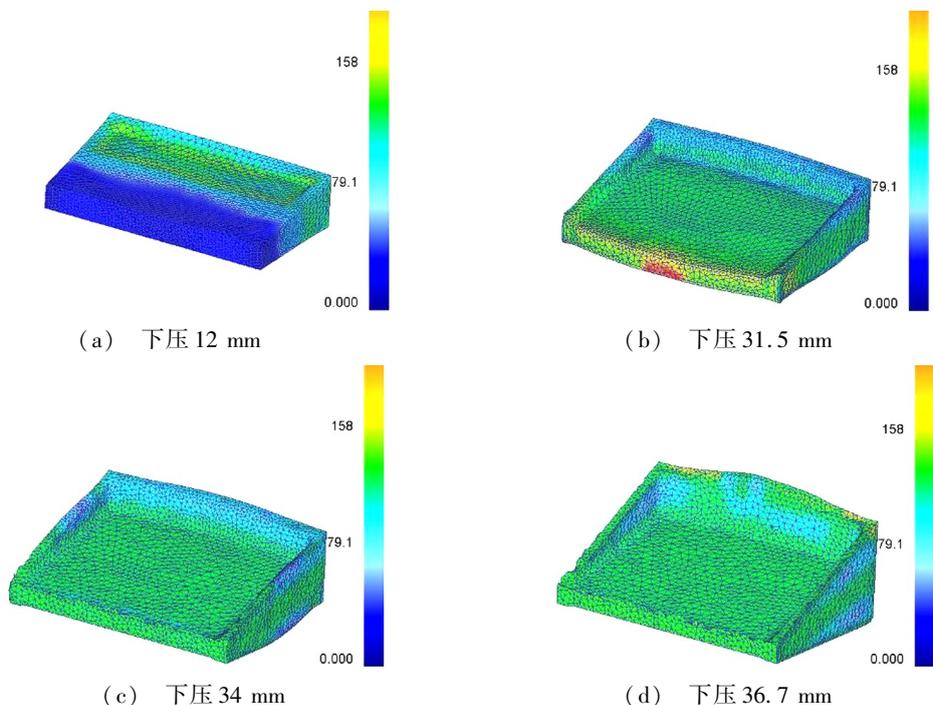


图5 方案二坯料在精锻过程等效应力分布

Fig. 5 Effective stress distribution of precision forming solution 2

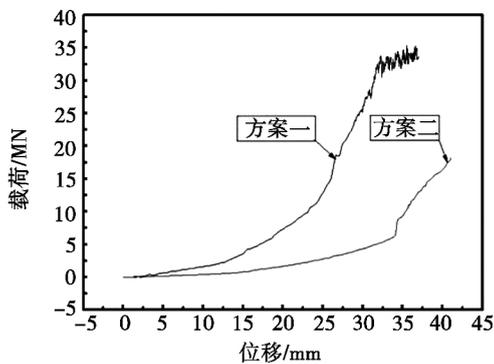


图6 构件在两种方案下的载荷曲线

Fig.6 Loading profiles of the two solution

## 2.2 筋板类锻件等温精锻工艺实验及其力学性能

图7所示为采用方案二在不同吨位下等温精锻的锻件图。当压力达到18 MN时,由于载荷较小,锻



(a) 18 MN



(b) 25 MN

图7 不同吨位下构件精锻件图

Fig.7 Photograph of precision forged parts with different tonnage

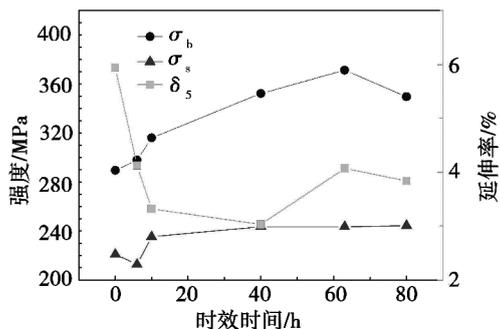
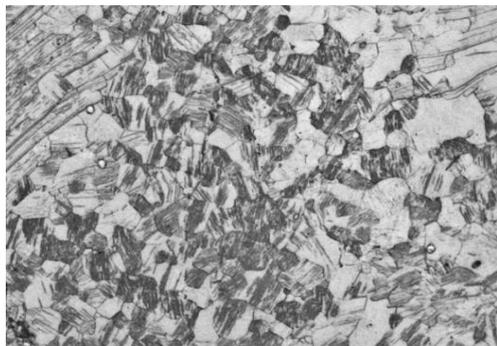
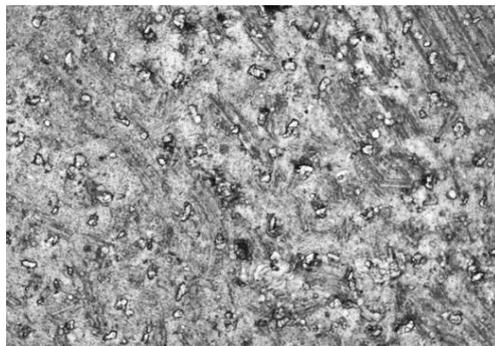


图8 锻件200°C时效力学性能

Fig.8 Mechanical properties of the as-forged part aged at 200°C



(a) 开坯态



(b) 等温精锻

图9 开坯态和等温精锻后微观组织

Fig.9 Microstructure of blooming state and precision forged

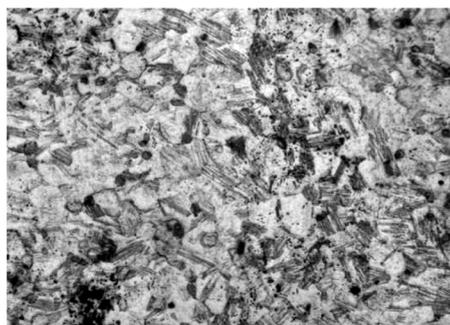
件的两个侧筋相交的位置出现了充不满缺陷。这主要是由于在等温精锻过程中,随着成形压力的增加,金属先充填高度较小的两个侧筋,而充填两个侧筋相交部位的金属,所受充填阻力较大,金属向端角流动较为困难,导致充不满缺陷的出现。当成形压力达到25 MN时,金属开始充填两个侧筋相交部位,充不满缺陷得到有效控制,如图7(b)所示。锻件最终成形尺寸腹板厚度12.5 mm,与腹板连接的两个侧筋厚度为8.2 mm,圆弧筋厚度为10.2 mm,均留有酸洗抛光余量,符合锻件尺寸要求。由于稀土元素在200°C时在镁中的溶解度最小<sup>[7]</sup>,因此,本文通过在200°C时效处理来提高精锻件的强度,拉伸试样从构件腹板处获取。图8为200°C时效后锻件的力学性能。

结果表明:构件强度随着时效时间的延长逐渐升高,在200°C时效时间为63 h时达到时效强度的峰值,此时的锻件具有最优的综合力学性能。当时效时间为80 h时已出现明显的过时效现象,试样的抗拉强度及延伸率均出现了一定程度的下降。峰值抗拉、屈服强度和延伸率分别为:380、243 MPa和4.07%。

## 2.3 稀土镁合金筋板类锻件微观组织演化

图9为合金开坯态和等温精锻后锻件的微观组织照片。

开坯组织中仅有少量的析出相分布在基体上,组织粗化,晶粒大小不均匀。而等温精锻后锻件组织中基体上分布着大量的析出相,基体晶粒被碎化成较小的再结晶晶粒,晶粒大小均匀。表明精锻过程中,合金发生了充分的塑性变形和再结晶,组织细化,性能得到显著提高。图 10 为锻件在 200℃ 不同时效时间下微观组织演化照片。



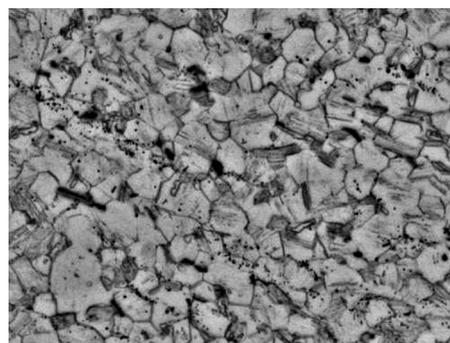
(a) 6 h



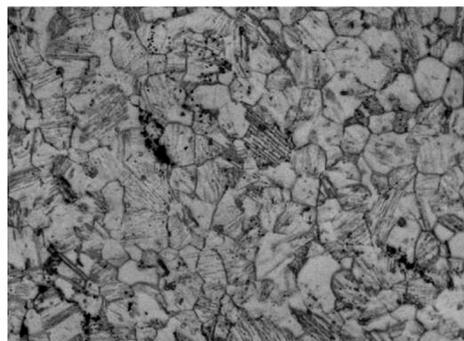
(b) 10 h



(c) 40 h



(d) 63 h

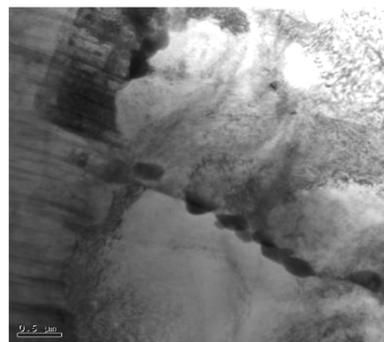


(e) 80 h

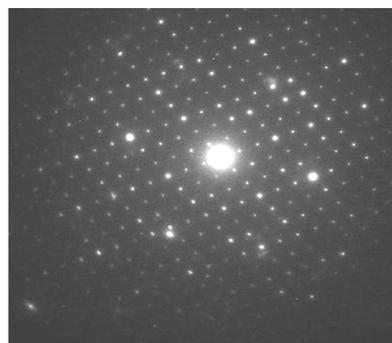
图 10 锻件 200℃ 不同时效时间下合金微观组织  
Fig. 10 Microstructure of the forged parts at 200℃ with various ageing time

随时效时间的增加,从过饱和  $\alpha$ -Mg 固溶体中析出的第二相逐渐增多,分布并不均匀,析出相颗粒大小基本相同,如图 10(a)、(b)。随着时效时间进一步延长,大量更细小的析出相从基体中均匀析出,弥散分布于晶界间,在 63 h 时析出相在基体上所占比例达到最大,如图 10(d) 所示。析出相在合金的塑性变形过程中会钉扎位错,使位错的滑移和攀移受阻,提高了合金的强度。当时效时间达 80 h,晶粒开始长大且析出相逐渐粗化,为明显的过时效状态。

图 11 为锻件峰值时效后析出相及其衍射斑点。根据衍射斑点可以确定该种晶界析出相为  $\beta'$  相,为合金的主要强化相之一,通过在时效过程中大量析出,对峰值时效后强度的提高有重要作用<sup>[8-10]</sup>。



(a) 晶界析出相



(b) 晶界析出相与基体复合衍射斑点

图 11 峰值时效合金中晶界析出相及相应的衍射斑点  
Fig. 11 Grain boundary precipitates and matrix diffraction pattern of the peak ageing alloy

图 12 为锻件峰值时效后合金中的长周期相。在峰值时效合金中分布大量的层片相,相应的选取衍射斑点可以确定其为 14H 长周期相。该种长周期相是一种稳定的结构,在变形和随后的热处理过程中均不

会转变成其他的长周期相。研究发现,该种长周期相由于其特有的结构对于镁合金强度的提高具有重大的作用<sup>[11]</sup>。

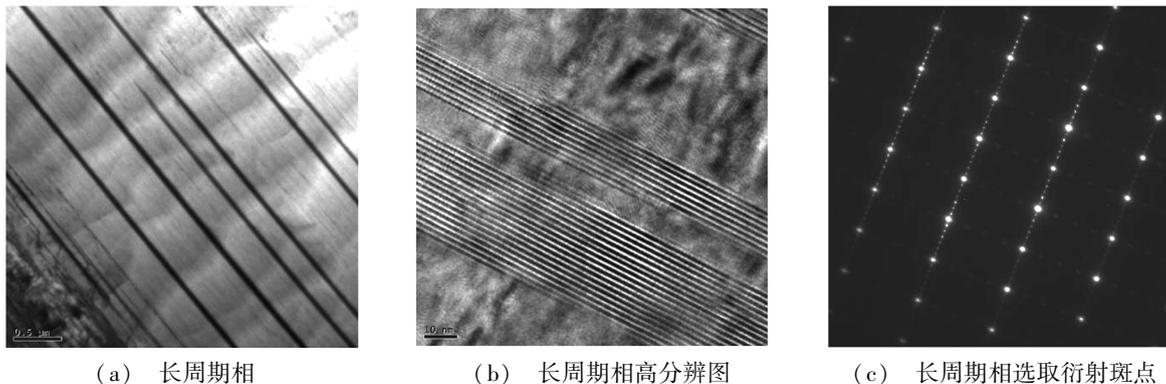


图 12 峰值时效合金中的长周期相

Fig. 12 Long-term phase of the peak aged alloy

## 2.4 拉伸试样断口形貌

图 13 为锻件 200℃ 时效试样拉伸断口形貌。在未时效处理的锻件中,从拉伸断口形貌可以看出呈河流花样的解理台阶,其间还可观察到一定数量的韧窝状形貌存在[图 13(a)]。在时效过程中,断口中主要以河流花样状的解理台阶形貌存在,其中支流解理阶的汇合方向代表断裂的扩展方向,只有局部有少量

的韧窝状痕迹,没有沿晶断裂的特征,如图 13(b) ~ (d)。在 63 和 80 h 时效后的试样断口中的纤维区、放射区比较明显,但剪切唇不明显。合金拉伸试样的纤维区位于断口的中心部位,呈纤维状。断口中存在明显的片层状的撕裂岭,且伴随有部分河流状解理台阶,说明在 63 和 80 h 时效后试样断裂是以准解理和解理的方式进行的。

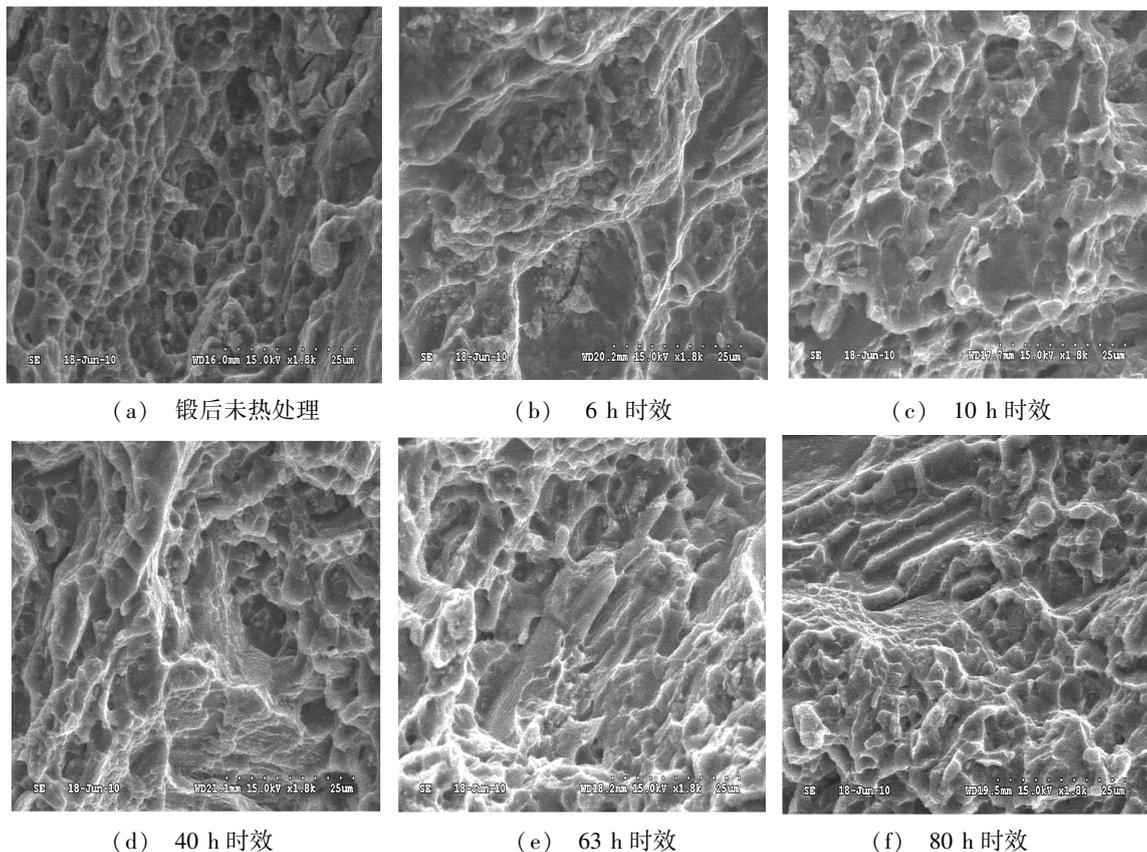


图 13 锻件 200℃ 时效试样拉伸断口形貌

Fig. 13 Fracture morphology of tensile samples of the as-forged parts aged at 200°C under various time

(下转第 87 页)