铸态 AZ80A 镁合金热加工图及高温变形行为研究

邱友权, 袁林, 单德彬

(哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院,哈尔滨 150001)

摘要:目的 采用 Instron5500R 热模拟试验机,研究铸态 AZ80A 镁合金在变形温度为 270~410 $^{\circ}$ C、应变速率为 0.001~0.5 s⁻¹条件下的热加工图及高温变形行为。方法 利用双曲正弦本构函 数模型描述了铸态 AZ80A 镁合金的高温变形行为,计算获得了该合金的变形激活能,构建了应变 量为 0.3 和 0.6 时的热加工图。结果 得到了合金热变形本构模型及加工图,变形激活能为203.5 kJ/mol,确定了应变为 0.3 和 0.6 时的动态回复区域为与动态再结晶区域。结论 铸态 AZ80A 镁合金在 330~380 $^{\circ}$,0.001~0.01 s⁻¹时发生了动态结晶,这是该合金最佳的热加工工艺参数范围。 关键词: AZ80A 镁合金;高温压缩;热加工图;高温变形行为

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2015.01.003

中图分类号: TG146.22 文献标识码: A 文章编号: 1674-6457(2015)01-0016-06

Hot Processing Maps and Hot Deformation Behavior of As-cast AZ80A Magnesium Alloy

QIU You-quan, YUAN Lin, SHAN De-bin

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

ABSTRACT: Hot compression tests of as-cast AZ80A magnesium alloy were carried out with the strain rate range of 0.001 $\sim 0.5 \text{ s}^{-1}$ in the temperature range of 270 $\sim 410 \,^{\circ}\text{C}$ to study the hot processing maps and hot deformation behavior, using an Instron-5500R testing machine. The hot deformation behavior of as-cast AZ80A magnesium alloy was characterized by the hyperbolic sine relationship and the activation energy was calculated. The hot processing maps were constructed when the strains were 0.3 and 0.6, respectively. Hot deformation constitutive model and the processing maps of as-cast AZ80A magnesium alloy were obtained, and the activation energy was 203.5 kJ/mol. The dynamic recovery region and the dynamic recrystallization region at the strains of 0.3 and 0.6 were determined. Dynamic recrystallization occurred in the temperature and strain rate ranges of 330 \sim 380 $^{\circ}$ C and 0.001 \sim 0.01 s⁻¹, which were determined as the optimal ranges of the hot processing parameters.

KEY WORDS: AZ80A magnesium alloy; hot compression; hot processing maps; hot deformation behavior

镁合金是目前所使用的最轻的金属结构材料, 具有高比强度、高比刚度、优良的机械加工性能和良 好的电磁屏蔽性能等优点,被称之为"21世纪最具 发展潜力的绿色工程材料"^[1-4]。不过,镁合金为密 排六方结构,滑移系少,在室温下塑性变形能力 差^[5]。由于镁合金具有良好的铸造性能,大多数镁

收稿日期: 2014-11-10

基金项目:国家自然科学基金(51275128)

作者简介:袁林(1979—),男,湖北浠水人,副教授,主要研究方向为等温精密成形技术。

通讯作者:单德彬(1967---),男,内蒙古通辽人,教授,主要研究方向为精密塑性成形及组织控制。

金之一。

合金产品都是通过铸造方法制造出来的,这大大限 制了镁合金在关键受力构件方面的应用。近年来, 随着航天航空领域对于轻量化需求的不断增加,镁 合金塑性加工技术成为镁合金加工领域的主要研究 方向之一。在所有的变形镁合金中,由于 Mg-Al-Zn 系镁合金价格较为便宜,该系合金又具有较高的强 度、良好的塑性和韧性,是使用非常广泛的变形镁合

热锻、热挤压和热轧制是有效提高镁合金成形能力的手段。在这些热变形过程中,会同时伴随着加工硬化、动态回复(DRV)和动态再结晶(DRX)过程,变形过程发生 DRX 会使得晶粒细化,变形抗力降低,有利于后续的加工成形^[6]。镁合金的层错能较低,在 250 ℃以上时易发生动态再结晶,获得的产品具有较高的强度和良好的塑性和机械加工性能^[6-7]。制定合理的热加工工艺对于变形镁合金的性能有着较大的影响。本文主要通过构建铸态 AZ80A 镁合金热加工图,研究其高温变形行为,实现 AZ80A 镁合金组织结构和热加工性能的优化。

1 试验

1.1 试验材料

试验采用的材料牌号为 AZ80A 镁合金,铸态坯料由中南大学提供。表 1 为经 X 射线荧光光谱分析(XRF)获得的 AZ80A 镁合金化学成分。

```
表 1 AZ80A 合金的化学(质量分数,%)
```

Table 1 Chemical composition of AZ80A magnesium alloy

Al	Zn	Mn	Fe	杂质	Mg
9.58	0.64	0.17	0.004	<0.3	余量

材料的原始组织如图 1 所示。图 1 中大块的晶 粒为先共晶的 α-Mg,在先共晶的 α-Mg 固溶体边界 上白色具有黑色轮廓的相是在非平衡凝固过程中产 生的 Mg17Al12 共晶组织(图 1a)。在共晶组织附近 的呈黑色的部分组织为层片状组织,这些组织是 α-Mg 固溶体在冷却过程中析出的二次 Mg17Al12 相 (图 1b)。

将实验铸态材料在 355 ℃,保温 12 h 条件下进



图 1 AZ80A 铸态材料原始组织

Fig. 1 Optical micrographs of original structure of as-cast AZ80A

行了均匀化处理,材料均匀化后微观组织如图2所示。铸态组织原来存在的较多共晶组织和成分偏析,经均匀化处理后,均得到了减弱和消除。



图 2 AZ80A 铸态材料均匀化后组织

Fig. 2 Optical micrographs of homogenized structure of as-cast AZ80A

1.2 试验方案

沿 AZ80A 镁合金铸态坯料的轴向取试样,加工 成直径为8 mm,高度为12 mm 的圆柱状试样,并在 低温电阻炉中按照上述条件进行均匀化处理。在 Instron5500R 热模拟试验机上进行高温压缩试验, 试样两端均匀涂以石墨润滑剂,以减小摩擦对实验 结果的影响。变形温度分别选择为270,300,330, 350,380,410 ℃;应变速率为0.001,0.01,0.1,0.5 s⁻¹。试样采用电阻加热,加热到预定温度后,保温3 min,以使试样内部温度均匀。变形过程由计算机控 制并自动采集数据。

2 试验结果及讨论

2.1 高温压缩流动应力应变曲线分析

图 3 所示为铸态 AZ80A 镁合金在不同变形温 度和应变速率下的真应力-真应变曲线。可以看出, 在变形开始阶段,存在明显的加工硬化,应力随着应 变的增加很快增大到峰值应力。当变形温度为 270 ℃和 300 ℃时,真应力-真应变曲线在加工硬化阶段 出现了拐点,其斜率有所减小,这是新的滑移系开动 产生的结果。随着温度升高和应变速率减小,拐点 逐渐消失。在达到峰值应力阶段之后,随着应变的 增加,应力在峰值保持较短的时间后,逐渐下降。这 是由于材料动态再结晶的软化效应大于加工硬化的 强化效应,导致这一阶段在整体上表现出应变软化。 当材料变形温度在 270 ℃和 300 ℃,应变速率较高 时,由于温度较低,动态再结晶的时间很短暂,软化 效应很弱,材料在达到峰值应力后,很快就发生了断 裂。随着应变进一步增加,流变应力基本不随应变 的增加而发生变化或者略有下降,该阶段就是稳态 流动阶段。此时动态再结晶引起的软化和加工硬化 二者达到了动态平衡,就产生了稳态流变应力。其 他条件相同的情况下,变形温度的降低和应变速率 的增大都使得加工硬化加剧,峰值应力和与其对应 的应变也随之增大,而且动态再结晶的临界应变值 变大,即材料在低温时动态再结晶发生很慢;与之相 反,在高温低应变速率时动态再结晶发生很快。





Fig. 3 The true stress-true strain curves of as-cast AZ80A magnesium alloy at different temperatures

2.2 本构方程建立

镁合金的应力、应变速率和温度之间有很明显的相互作用。镁合金的塑性变形大部分都在较高的 温度下进行,镁合金的热变形过程是一个热激活的 过程,该过程的一个主要特点就是变形过程受热激 活过程控制,并遵循 Arrehenius 公式:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(-Q/RT\right) \tag{1}$$

Tegart 和 Sellars^[8]利用 Arrehenius 公式推导出

了双曲正弦函数关系(式2),该关系式包含了变形激活能 Q 和变形温度 T,是对 Arrehenius 公式的修正。

在所有的应力下:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^{n} \exp(-Q/RT)$$
(2)

式中: ε 为应变速率; n 为应力指数; α, A 为材料 常数; σ 为材料的峰值应力或指定应变时材料的流 变应力, 文中为峰值应力; R 为气体常数; T 为热力 学温度; Q 为变形激活能。 为了能够求得方程中的未知参数,对公式(2) 进行简化。

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{3}$$

在高应力水平下:

1. 77

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp\left(\beta\sigma\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$
 (4)

对式(3)和(4)两边分别取自然对数,可以得到:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + n_1 \ln \sigma - Q/RT \tag{5}$$

$$\ln \varepsilon = \ln A + \beta \sigma - Q/RT \tag{6}$$

式中: n_1 为应力指数; β , A_1 , A_2 分别为材料常数 (α 为应力水平参数, $\alpha = \beta/n_1$)。

式(5)和(6)表明 n_1 为 ln ε 和 ln σ 关系曲线的 斜率,而 β 为 ln ε 和 σ 关系曲线的斜率。如图 4 和 图 5 所示,对每组曲线进行拟合,求得了 n_1 和 β 的 平均值,根据公式 $\alpha = \beta/n_1$ 可以计算该材料应力参 数 $\alpha = 0.009$ 958。



图4 $\ln \varepsilon - \ln \sigma$ 的关系曲线

Fig. 4 Relationship between $\ln \dot{c}$ and $\ln \sigma$





假定变形激活能 Q 跟温度 T 不相关,对式(2) 两边取自然对数,当温度为常数时可以得到:

 $\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma] - Q/RT$ (7)

由式(7)可以看出,在以上假设成立的情况下, ln $\dot{\epsilon}$ 与 ln[sinh($\alpha\sigma$]的关系曲线为一直线,其斜率就 是应力指数 n。根据热压缩数据获得的 AZ80A 镁 合金的真应力-真应变曲线,做出的 ln $\dot{\epsilon}$ 与 ln[sinh ($\alpha\sigma$]关系曲线如图 6 所示。计算出各条直线的斜 率并取各斜率的平均值,得到的应力指数 n=6.67。



图 6 ln ε 与 ln[sinh($\alpha\sigma$]关系曲线 Fig. 6 Relationship between ln ε and ln[sinh($\alpha\sigma$]

在一定温度范围内,当应变速率 *c* 为恒定值时, 假定变形激活能 *Q* 保持为一定值,对式(2)两边取 对数,可以得到:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma] = m\ln\frac{\varepsilon}{A} + \frac{mQ}{RT}$$
(10)

式中:m为应变速率敏感因子,m=1/n=0.15。



Fig. 7 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma]$ and 1/T

从式(10)可以看出, ln[sinh($\alpha\sigma$]与1/T 成线 性关系,将不同变形条件下的应力值代入式(10), 对二者进行线性回归, 绘制出相应的 ln[sinh($\alpha\sigma$]-1/T 曲线(见图7)。由图7可知, 在应变速率 $\dot{\epsilon}$ 相 同的情况下,流变应力的 ln[sinh(ασ]和 1/T 之间 是满足线性关系的。拟合后直线的斜率的平均值为 3.67。

对式(2)两边取自然对数并求偏微分,可以得到 AZ80A 镁合金激活能 Q 的表达关系式,即:

$$Q = R \left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right]_{\mathrm{T}} \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right]$$
(11)

将前面已经求得 ln $\dot{\epsilon}$ 与 ln[sinh($\alpha\sigma$)]关系曲 线和 ln[sinh($\alpha\sigma$)] 与 1/T 关系曲线的斜率,分别带 入到式(11)中,求得 Q 值为 203.5 kJ/mol。

应变速率和温度之间的关系常用 Z(Zener-Hollomon)参数表示,该参数是由 Zener 和 Hollomon 综 合了应变速率和温度的影响后得到的。

Z 参数的表达式如下:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{12}$$

对公式(12)两边取自然对数,得到:

$$\ln Z = \ln \varepsilon + Q/RT \tag{13}$$

将曲线的变形条件和变形激活能 Q 代入式 (13)中,则可以得到 ln Z 的值,利用 ln Z 和 ln[sinh(ασ)]关系作图,结果如图 8 所示。从图 8 中可以看出两者成直线关系,相关系数达到98.3%。 因此,利用双曲正弦函数来描述 AZ80A 镁合金高温 压缩变形行为是合适的。



图 8 $\ln Z \pi \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 的关系 Fig. 8 Relationship between $\ln Z$ and $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$$
(15)

由式(15)可以看出,n为ln Z-ln[sinh(ασ]所 构成直线的斜率,ln A 为拟合后直线的截距,ln A= 34.86,A=1.37×10¹⁵,则建立的本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = \mathrm{e}^{34.86} [\sinh(0.009\ 9\sigma)]^{6.67} \exp\left(-\frac{203\ 500}{RT}\right)$$
(16)

2.3 热加工图

热加工图是由功率耗散图与失稳图叠加构成 的,其基础是动态材料模型。其中材料微观组织的 变化利用功率耗散系数 η 来表示,η 与另外一个与 应变速率和温度有关的参数 m 有关,其表达式如 下:

$$\eta = \frac{2m}{m+1}$$
式中·m 为应变速率敏感因子。
(17)

$$n = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\varepsilon})} \tag{18}$$

不同温度和不同应变速率下获得的功率耗系数 的等高线图就构成了功率耗散图,功率耗散系数的 不同,用于微观组织变化的能量就不同,导致其微观 组织会产生差异。连续失稳判据^[9-10]是 Prasad 等 学者根据 Ziegler 的研究提出的。失稳判据如下:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}$$
(19)

其物理意义为,当外加熵的速率大于系统产生 熵的速率,系统就会产生局部流动失稳现象。*ξ(ε)* 随应变速率和温度变化就构成了失稳图。其中失稳 区域的微观现象是局部流动失稳、绝热剪切带和机 械孪晶等。

图9所示为应变为 ε =0.3和 ε =0.6时的热加 工图。图中等高线的数字代表功率耗散的大小,根 据 Prasad 的流变失稳理论,在 $\xi(\varepsilon)$ <0的区域为流 变失稳区。利用 ξ >0(空白处)、-1 $\leq \xi \leq 0$ (单向条 纹阴影区)和 $\xi \leq -1$ (双向条纹阴影区)将加工图分 为3个区域,其中 ξ >0为发生协调变形的区域; $\xi \leq$ -1区域为一定发生流变失稳,-1 $\leq \xi \leq 0$ 为亚失稳 流变区,距离 $\xi \leq -1$ 越近的位置发生流变失稳的概 率越大。

 ε =0.3 时的失稳区集中在 270 ~ 300 ℃,高应 变速率的情况下,270 ℃至 330 ℃且应变速率大于 0.01 s⁻¹时为亚失稳区,动态回复区域为 270 ~ 330 ℃和0.1 ~ 0.5 s⁻¹的区域和 270 ℃,0.001 ~ 0.01 s⁻¹ 的区域。动态再结晶区域出现在 300 ~ 410 ℃ 和 0.001 ~ 0.01 s⁻¹区域内,在 410 ℃ 和 0.001 s⁻¹处塑 性变形功率耗散峰值达 42%,但是此时应变速率较



图 9 不同应变量时绘制的热加工图 Fig. 9 Hot processing map of AZ80A at different strains

慢。因此,当ε=0.3 时最佳加工工艺参数为330~ 380 ℃,应变速率在0.001~0.01 s⁻¹之间。

ε=0.6 时的失稳区集中在高温高应变速率和 低温低应变速率的情况下,亚失稳区面积较大。动 态回复为 270~300 ℃,0.1~0.5 s⁻¹的区域。动态 再结晶域为 300~410 ℃和应变速率在 0.001~0.1 s⁻¹的区域内进行。对压缩后组织进行观察得到失 稳后组织如图 10a 所示,动态再结晶组织如图 10b 所示。从 330 ℃开始出现了较为明显的再结晶晶 粒,最大功率耗散系数出现在 410 ℃和 0.001 s⁻¹



a 330 °C/0.5 s⁻¹ b 330

图 10 不同条件下的压缩微观组织

Fig. 10 Microstructure of the deformed AZ80A under different conditions

时,但在 410 ℃可加工的区域仅限于较低的应变速 率。因此,最佳的工艺参数范围为 330 ~ 380 ℃,应 变速率在 0.001 ~ 0.01 s⁻¹之间,与应变 ε = 0.3 时的 最佳工艺参数相同。

3 结论

研究了 AZ80A 镁合金在 270~410 ℃,应变速 率在 0.001~0.5 s⁻¹之间的压缩变形行为。从本构 方程和对不同条件下热加工图的分析,得到了以下 结论。

1) 建立了 AZ80A 镁合金热变形本构方程:

 $\dot{\varepsilon} = e^{34.86} [\sinh(0.009\ 9\sigma)]^{6.67} \exp\left(-\frac{203\ 500}{RT}\right)$

2)变形温度的降低和应变速率的增大都将使得加工硬化加剧,而且峰值应力和与其对应的应变也随之增大,动态再结晶的临界应变值变大,即表示材料在低温时动态再结晶发生很慢,与之相反,在高温低应变速率时动态再结晶发生很快。

3) ε=0.3 时,动态回复区域为 270~330 ℃和 0.1~0.5 s⁻¹的区域和 270 ℃,0.001~0.01 s⁻¹的区 域。动态再结晶区域出现在 300~410 ℃和 0.001 ~0.01 s⁻¹区域内。

4) ε=0.6 时, 动态回复区域为 270~300 ℃,
0.1~0.5 s⁻¹的区域, 动态再结晶区域为 300~410
℃, 0.001~0.1 s⁻¹的区域。

5)通过综合分析热加工图,最佳的工艺参数范 围为 330 ~ 380 ℃,应变速率在 0.001 ~ 0.01 s⁻¹之 间。

参考文献:

- 陈振华. 镁合金[M]. 北京:化学工业出版社,2005.
 CHEN Zhen-hua. Magnesium Alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press,2005.
- [2] DECKER R F. The Renaissance in Magnesium [J]. Advanced Materials & Processes, 1998, 154(3):31-33.
- BAGHNI I M, WU Y, LI J, et al. Mechanical Properties and Potential Applications of Magnesium Alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(6):1253-1259.
- [4] 陈振华.变形镁合金[M].北京:化学工业出版社, 2005.

CHEN Zhen-hua. Wrought Magnesium Alloy [M]. Beijing:Chemical Industry Press, 2005.

(下转第35页)

展望[J]. 航空制造技术,2003(12):19-25.

YAN Hao-gao, WU Xue-ren, ZHU Zhi-shou. Recent Progress and Prospects for Aeronautical Material Technologies [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2003 (12):19-25.

- [2] HYAE K Y, HONG S Y, GUN Y L, et al. Experimental Investigation of Friction Coefficient in Tube Hydroforming
 [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011(S1):194—198.
- [3] SHEN G, FURRER D. Manufacturing of Aerospace Forgings [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000,98(2):189-195.
- [4] 刘劲松,张士宏,曾元松,等.网格式整体壁板增量成 形有限元模拟[J].材料科学与工艺,2004,12(5): 515—517.

LIU Jin-song,ZHANG Shi-hong,ZENG Yuan-song. Simulation of Incremental Forming on Integral Panel Skin with Grid-type Ribs [J]. Materials Science and Technology, 2004,12(5):515—517.

- [5] 刘钢,苑世剑,何祝斌. 镁合金管件热态内高压成形研究进展[J]. 精密成形工程,2009,1(1):27—32.
 LIU Gang, YUAN Shi-jian, HE Zhu-bin. Development of Warm Hydroforming for Magnesium Alloy Tubes [J].
 Journal of Netshape Forming Engineering, 2009,1(1): 27—32.
- [6] YAN Yu, WAN Min, WANG Hai-bo, et al. Design and Optimization of Press Bend Forming Path for Producing Aircraft Integral Panels with Compound Curvatures [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2010, 23:274–282.
- [7] Andreza S FRANCHIM, Valdemir S CAMPOS, Dilermando N TRAVESSA, et al. Analytical Modeling for Residual

Stresses Produced by Shot Peening[J]. Materials and Design,2009,30:1556—1560.

 [8] 王红,任冬亮,齐冲.椭圆管件正圆过程影响塑性极限的关键参数探析[J].精密成形工程,2014,6(5): 102—107.

WANG Hong, REN Dong-liang, QI Chong. Analysis of Key Parameters of the Plastic Limit during Round Setting of Oval Tube[J]. Journal of Netshape Forming Engineering,2014,6(5):102-107.

- [9] 薛克敏,江树勇,康达昌.带纵向内筋薄壁筒形件强旋 成形[J].材料科学与工艺,2002,3(3):287—290. XUE Ke-min, JIANG Shu-yong, KANG Da-chang. Power Spinning Deformation of Thin-walled Cylinders with Longitudinal Inner Ribs[J]. Materials Science and Technology,2002,3(3):287—290.
- [10] 卞如冈,崔维成,万正权,等. 焊接残余应力对疲劳寿命影响的定量研究[J]. 船舶力学,2011,15(7):776—783.
 BIAN Ru-gang,CUI Wei-cheng,WAN Zheng-quan, et al.

A Quantitative Study on the Effect of Welding Residual stresses on fatigue life [J]. Journal of Ship Mechanics, 2011,15(7):776–783.

- [11] PAVLOVSKY V I, MASUBUCHI K. Residual Stresses and Distortion in Welded Structures [M]. WRC Bulletin 388, 1994.
- [12] 初冠南,张彩英,鲁国春. 初始缺陷对耐压结构承载性 能影响[J]. 精密成形工程,2014,6(5):80—84.
 CHU Guan-nan, ZHANG Cai-ying, LU Guo-chun. Influence of Initial Imperfections on the Bearing Capacity of Pressure resistant Structure [J]. Journal of Netshape Forming Engineering,2014,6(5):80—84.

(上接第21页)

[5] 刘正,张奎,曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用
[M].北京:机械工业出版社,2002.
LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiao-qin. Theoretical Basis and Application of Magnesium-base Lightweight Alloys
[M]. Beijing: Machinery Industry Press,2002.

- [6] ROUCOULES C, YUE S, JONAS J J. Effect of Alloying Elements on Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995,26(1):181-190.
- [7] MABUCHI M, AMEYAMA K, IWASAKI H, et al. Low Temperature Superplasticity of AZ91 Magnesium Alloy with Nonequilibrium Grain Boundaries [J]. Acta Materialia, 1999, 47

(7):2047-2057.

- [8] JONAS J J, SELLARS C M, TEGART W J. Strength and Structure Under Hot-working Conditions [J]. International Materials Reviews, 1969, 14(1):1-24.
- [9] PRASAD Y, GEGEL H L, DORAIVELU S M, et al. Modeling of Dynamic Material Behavior in Hot Deformation: Forging of Ti-6242 [J]. Metallurgical Transactions A, 1984,15(10):1883-1892.
- [10] KIM H Y, KWON H C, LEE H W, et al. Processing Map Approach for Surface Defect Prediction in the Hot Bar Rolling[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008,205(1):70-80.