

Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金热变形微观组织演变

孟 伟 洪尉尉 陈进熹
(杭州职业技术学院)

摘 要 对环轧态 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金进行热压缩试验,基于试验数据建立本构方程和动态再结晶数学模型,通过 Deform-3D 有限元软件对其热变形过程的微观组织变化进行量化及可视化模拟。结果表明,在 1 050 ℃、0.001 s⁻¹ 下,随着应变增加,动态再结晶体积分数不断增加,平均晶粒尺寸不断减小,当应变为 0.92 时,平均晶粒尺寸为 58.62 μm。对比试验数据可知,相对误差在 10% 以内。应变从 0.51 开始,试验和仿真组织整体形貌变化不大,表明变形开始进入稳定变形阶段。观察合金不同变形条件下的仿真组织可知,当变形温度一定时,减小应变速率可促进动态再结晶的发生,细化平均晶粒尺寸;当应变速率一定时,温度升高既能促进动态再结晶,也能使再结晶晶粒长大。对比金相组织可知仿真组织变化规律与实际金相组织演变规律符合较好。

关键词 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金;动态再结晶;组织

中图分类号 TG142.1;TG146.23

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.04.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure Evolution of Hot Deformation of Ti-25V-15Cr-0.2Si Alloy

Meng Wei, Hong Weiwei, Chen Jinxi
(Hangzhou Vocational and Technical College)

Abstract: The hot compression test was carried out for the Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy, and the constitutive equation and dynamic recrystallization mathematical model were established based on the experimental data. The microstructure transformation of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy during thermal deformation was quantified and visualized by Deform-3D finite element software. The results indicate that the dynamic recrystallization volume fraction X_{dyn} is increased and the average grain size d_{avg} is decreased continuously with the strain increase under the deformation conditions of 1 050 ℃, 0.001 s⁻¹. When the strain reaches 0.92, the d_{avg} is 58.62 μm, and the relative error is within 10% compared with the experimental data. The overall morphology of the test and simulation microstructure keeps similar from the strain amount of 0.51, indicating that the deformation begins to enter a stable deformation stage. Through the simulated microstructure observation of the alloy under different deformation conditions, it is found that the dynamic recrystallization can be accelerated and the average grain size is refined at a given deformation temperature by reducing the strain rate, while both dynamic recrystallization occurrence and the growth of recrystallized grains can be promoted by increasing the temperature with the constant strain rate. Compared with the metallographic microstructure, it can be seen that the change law of the simulated microstructure is well agreement with the evolution law of the metallographic microstructure.

Key Words: Ti-25V-15Cr-0.2Si Alloy, Dynamic Recrystallization, Microstructure

Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金是较早研制的一种全 β 钛合金,在航空航天领域应用广泛,与其他耐烧蚀钛合金如 Ti-Nb 系和 Ti-Al-Cu 系合金相比,具有更好的耐烧性和使用性能,是飞机发动机压气机机匣、整流叶片、加力燃烧筒等防钛火零部件的良好选材^[1,2]。

Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金加工性能较差,表面或组织内部易开裂,其热加工过程的控制很困难,这限制了

该合金的应用^[3]。因此,提高 Ti 合金的延展性具有重要意义。针对 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金,张学敏等^[4]研究了合金超塑性变形时的动态软化行为,表明细小的再结晶晶粒协调了变形,可使其获得较好的超塑性;LAI Y J 等^[5]研究表明,Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在大变形条件下粗大的晶粒组织及不当的锻造工艺易使晶界产生裂纹,但晶粒尺寸的减小可以提高单位面积上的晶

收稿日期:2020-08-19;修改稿收到日期:2020-09-21

基金项目:浙江省教育厅一般科研资助项目(Y201840544)

第一作者简介:孟伟,男,1970 年出生,工程师,杭州(310000),E-mail:61900252@qq.com

引用格式:孟伟,洪尉尉,陈进熹. Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金热变形微观组织演变[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(4):478-483.

MENG W, HONG W W, CHEN J X. Microstructure evolution of hot deformation of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(4):478-483.

界,从而提高变形能力,降低变形阻力。此外,朱艳春等^[6]研究表明,应变速率越高,Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金开裂越严重,而温度升高,临界开裂变形量增加,裂纹扩展速度减缓。热变形过程的实质是热变形参数对动态再结晶等软化机制的影响。由此可见,寻找较佳的变形参数,从而通过动态再结晶细化组织晶粒,对提高 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金的塑性意义重大。

坯料在热锻成形过程中,由于各部位金属流动及应力应变不一致,且不能动态观察到,要想获得晶粒细小及组织均匀的锻件,需要对变形参数进行多次调整,而随着计算机模拟技术的发展,变形过程可借助软件进行可视化,从而预测产品生产过程中可能产生的缺陷,进而优化参数,减少试验次数,有效节约时间和成本。

金属材料成形制坯多通过挤压、锻造、环轧和棒料加工,其中对于 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金燃烧筒体件强力旋压成形坯料,环轧是有效的制坯方法^[7]。鉴于此,本课题针对环轧态 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金进行圆柱体热压缩试验,建立流变应力本构方程、动态再结晶数学模型,结合 Deform-3D 有限元软件模拟分析热变形参数对动态再结晶等微观组织变化的影响,以期对相关热

加工工艺的制定提供参考。

1 试验材料及方法

试验材料为环轧态 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金坯料,采用线切割机将其加工成 $\phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的试样,在 Gleeble-3800 热模拟机上进行热压缩试验。为了防止试样热压缩过程产生严重鼓肚现象,在试样上下两端垫钼片和石墨片,并采用二硫化钼润滑剂。在试样表面点焊连接铂金-铂铑热电偶,用以记录和控制变形温度。热压缩过程首先以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速率升温到相应温度,并保温 3 min 后进行热压缩,热压缩温度分别为 950 、 $1\ 000$ 、 $1\ 050$ 、 $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率分别为 0.001 、 0.01 、 0.1 、 1 s^{-1} ,应变 ϵ (压缩量) 分别为 0.11 (10%)、 0.22 (20%)、 0.51 (40%)、 0.92 (60%)。变形完成后立即水冷,最后采用 XJP-6A 型金相显微镜观察合金微观组织。

2 试验结果及讨论

2.1 流变应力曲线

图 1 为 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在不同变形条件下

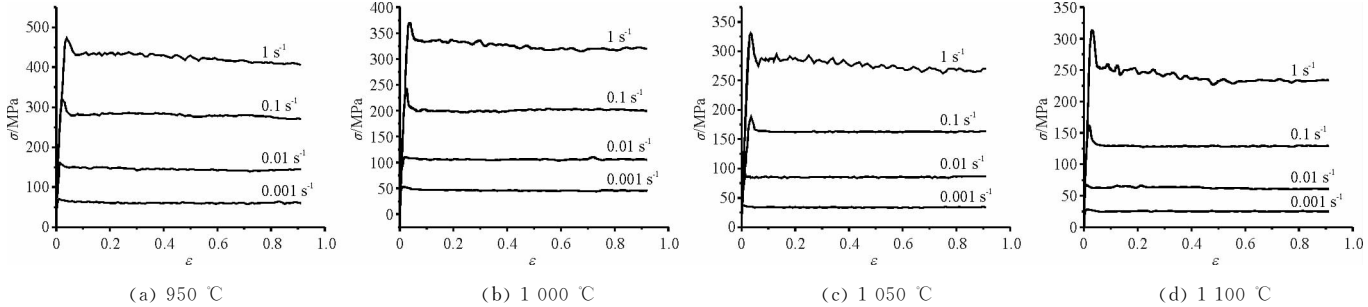


图 1 不同变形条件下 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金流变应力-应变曲线

Fig.1 Stress-strain curves of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy under different deformation conditions

的流变应力-应变曲线。可以看出,当温度一定时,流变应力随着应变速率的升高而增大,当应变速率一定时,流变应力随着温度的升高而减小。在初期较小变形量范围内,应力从 0 迅速增加到较大值,这是由于位错增殖而导致的加工硬化行为,随后变形量继续增加,应力减小,后趋于稳定或缓慢减小,曲线整体呈现出非连续动态再结晶单峰形态。

2.2 流变应力本构方程

Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在热变形条件下,流变应力 σ 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和温度 T 之间的关系可用 Arrhenius 关系式来表达^[8]:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中, A 、 n 和 α 均为常数; Q 为热变形激活能, $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$; R 为气体常数, $8.314\text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$ 。对式(1)取对数,基于流变应力曲线数据,线性回归出方程中各系

数^[8,9],代入式(1):

$$\dot{\epsilon} = 2.087\ 833\ 4 \times 10^7 [\sinh(0.006\ 429\sigma)]^{2.363\ 575} \exp[-223.684 \times 10^3/(RT)] \quad (2)$$

2.3 动态再结晶位错密度模型

合金热变形过程动态再结晶的发生,从宏观上看,当变形温度超过再结晶温度时将发生动态再结晶;但从微观看,实则是金属组织内部位错增殖的结果,因而有研究者提出了位错密度模型,用来定量表征动态再结晶过程,其中位错密度 ρ 随应变 ϵ 的变化情况可表示为^[10]:

$$d\rho = (h - r\rho)d\epsilon \quad (3)$$

r 与应力-应变的关系为^[10]:

$$\sigma = [\sigma_{\text{sat}}^2 - (\sigma_{\text{sat}}^2 - \sigma_0^2)e^{r\epsilon}]^{1/2} \quad (4)$$

经过代数关系推导可得^[11]:

$$\sigma \frac{d\sigma}{d\epsilon} = r\sigma = 0.5r\sigma_{\text{sat}}^2 - 0.5r\sigma^2 \quad (5)$$

式中, h 和 r 分别为加工硬化系数和动态回复系数; σ_{sat} 为动态回复应力; σ_0 为屈服应力; $\theta = d\sigma/d\epsilon$ 为应变硬化率; 不同变形条件下的 σ_{sat} 和 r 的值可由 $\sigma\theta-\sigma^2$ 关系曲线的截距和斜率得到, 图 2 为 1 000 °C 温度下变形时, 不同应变速率下 $\sigma\theta-\sigma^2$ 关系曲线。

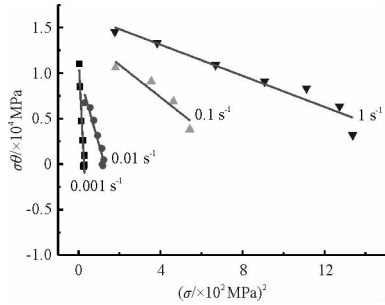


图 2 $\sigma\theta-\sigma^2$ 关系曲线
Fig.2 Relationship curves of $\sigma\theta$ and σ^2

h 与 r 之间的关系可表示为^[11]:

$$h=r\frac{\sigma_{\text{sat}}^2}{(\alpha\mu b)^2} \tag{6}$$

式中, α 为与位错类型有关的系数, 取 $\alpha=0.5$; $\mu=26$ GPa, 为剪切模量; b 为柏氏矢量值, 由于合金 β 相为体心立方结构, 晶格常数 $a=0.328$ nm, 体心立方柏氏矢量 b 值约等于其晶格常数。将 σ_{sat} 、 r 、 α 、 μ 、 b 值代入式 (6), 可计算出环轧态 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金不同变形条件下的 h 值。

在位错模型中, 加工硬化系数 h 和动态回复系数 r 可表示为^[12]:

$$h=h_0\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)^m\exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) \tag{7}$$

$$r=r_0\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)^{-m}\exp\left(-\frac{mQ}{RT}\right) \tag{8}$$

式中, h_0 为加工硬化常数; r_0 为动态回复常数; $\dot{\epsilon}_0=1$ 为应变速率校准常数; m 为应变速率灵敏常数 (高温变形时一般为 0.2)。将 h 、 r 、 m 、 r_0 、 $\dot{\epsilon}_0$ 、 Q 、 R 、 T 的值代入式 (7) 和式 (8) 可计算出不同变形条件下的 h_0 和 r_0 值。

表 1 为 1 000 °C 时不同应变速率下的各参数。

表 1 1 000 °C 下不同应变速率时的 σ_{sat} 、 r 、 h 、 r_0 、 h_0 值
Tab.1 Value of σ_{sat} 、 r 、 h 、 r_0 、 h_0 under different strain rate at 1 000 °C

$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	$\sigma_{\text{sat}}/\text{MPa}$	r	h	h_0	r_0
0.001	51.633	8.745	1.282×10^{-15}	7.452×10^{-13}	150.492
0.01	112.654	1.584	1.105×10^{-15}	4.053×10^{-13}	43.193
0.1	285.175	0.355	1.589×10^{-15}	3.676×10^{-13}	15.356
1	440.026	0.171	1.818×10^{-15}	2.653×10^{-13}	11.694

2.4 动态再结晶 JMAK 数学模型

合金热变形过程动态再结晶发生实质是位错增殖的结果, 但位错运动并不能动态的观察, 但热变形过

程流变应力曲线变化规律可较直观地反映动态再结晶的发生到结束。当位错密度增殖到一定临界值时, 此时曲线所对应的应变为发生动态再结晶的临界应变 ϵ_c , 临界应变 ϵ_c 和峰值应变 ϵ_p 成一定比例^[13], 即 $\epsilon_c=(0.6\sim0.85)\epsilon_p$ 。其中峰值应变可从曲线中直接观察到, 和应变速率、变形温度及初始晶粒尺寸等有关, 可用 JMAK 数学模型^[14]表示:

$$\epsilon_p=a_1d_0^{n_1}\dot{\epsilon}^{m_1}\exp[Q_1/(RT)] \tag{9}$$

式中, a_1 、 n_1 、 m_1 、 Q_1 为拟合常数; d_0 为初始晶粒尺寸, 取 200 μm 。

合金热变形过程中, 动态再结晶发生的体积分数, 随应变增加而变化, 并反映到曲线上, 呈现一定规律, 可表示为^[14]:

$$X_{\text{dyn}}=1-\exp[-k_1(\epsilon-\epsilon_c)/\epsilon_{0.5}]^{k_2} \tag{10}$$

式中, $\epsilon_{0.5}$ 为发生 50% 动态再结晶时的应变, 其表示为^[14]:

$$\epsilon_{0.5}=a_2d_0^{n_2}\dot{\epsilon}^{m_2}\exp[Q_2/(RT)] \tag{11}$$

动态再结晶晶粒尺寸 d_{dyn} 表示如下^[14]:

$$d_{\text{dyn}}=a_3d_0^{h_3}\dot{\epsilon}^{n_3}\exp[Q_3/(RT)] \tag{12}$$

变形过程组织晶粒将包括再结晶晶粒和未再结晶晶粒, 其平均晶粒尺寸可表示为^[14]:

$$d_{\text{avg}}=d_{\text{dyn}}X_{\text{dyn}}+d_0(1-d_{\text{dyn}}) \tag{13}$$

式中, k_1 、 k_2 为拟合常数; X_{dyn} 为动态再结晶体积分数; a_2 、 n_2 、 m_2 、 Q_2 、 a_3 、 h_3 、 n_3 、 m_3 、 Q_3 为拟合常数; d_{avg} 为热变形过程的平均晶粒尺寸。

通过统计 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在 950~1 100 °C、0.001~1 s^{-1} 变形条件下峰值应力及金相组织晶粒尺寸等数据, 进行线性拟合, 得到以上方程的相关数据如下。

$$\begin{cases} \epsilon_c=0.83\epsilon_p \\ \epsilon_p=0.000\ 57d_0-0.267\dot{\epsilon}^{0.195}\exp[60\ 726/(RT)] \\ X_{\text{dyn}}=1-\exp[-0.693(\epsilon-\epsilon_c)/\epsilon_{0.5}]^2 \\ \epsilon_{0.5}=0.003\ 95d_0^{0.494}\dot{\epsilon}^{0.252}\exp[40\ 097/(RT)] \\ d_{\text{dyn}}=54\ 284d_0^{0.291}\dot{\epsilon}^{0.429}\exp[-119\ 961/(RT)] \end{cases} \tag{14}$$

2.5 组织演变仿真模拟

将前述计算所得流变应力本构模型及动态再结晶 JMAK 数学模型置入到 Deform-3D 有限元软件平台中, 并结合软件元胞自动机组织演变模块, 进行量化及可视化的动态再结晶微观组织演变模拟。

在 1 050 °C、0.001 s^{-1} 下对合金进行热压缩模拟, 动态再结晶体积分数 X_{dyn} 和平均晶粒尺寸 d_{avg} 变化云图见图 3。可见, 当应变达到 0.11(10%), 试样中心大变形区域开始发生动态再结晶, X_{dyn} 为 6.26%, d_{avg} 为

189 μm ,随着应变增加,试样动态再结晶发生区域逐渐扩大,当应变量为 0.51(40%)时,试样中心区域 X_{dyn} 为 85.2%, d_{avg} 为 71.8 μm ,热压缩结束后,除试样上下接触变形区域外,其他位置动态再结晶都发生完全, X_{dyn} 达 100%, d_{avg} 为 54.7 μm 。Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在 1 050 $^{\circ}\text{C}$,0.001 s^{-1} 变形条件下不同应变量的组织观察和模拟见图 4。当应变为 0.22(20%)时,组织中大 β 晶粒晶界处析出了较为细小的动态再结晶晶粒, d_{avg}

为 165.5 μm ;当应变为 0.51(40%)时,动态再结晶晶粒数目增加,动态再结晶体积分数达到 85% 以上,平均晶粒尺寸 d_{avg} 为 75.3 μm ;应变为 0.92 时, d_{avg} 为 58.62 μm 。对比可知,基于动态再结晶 JMAK 数学模型量化的模拟结果与试验结果符合度较高,相对误差在 10% 以内。对比组织仿真形貌与试验金相组织,可知试验和仿真组织都呈现出在应变为 0.51~0.92 时,组织整体形貌变化不大,应变为 0.51 时,变形开始进入稳定变形

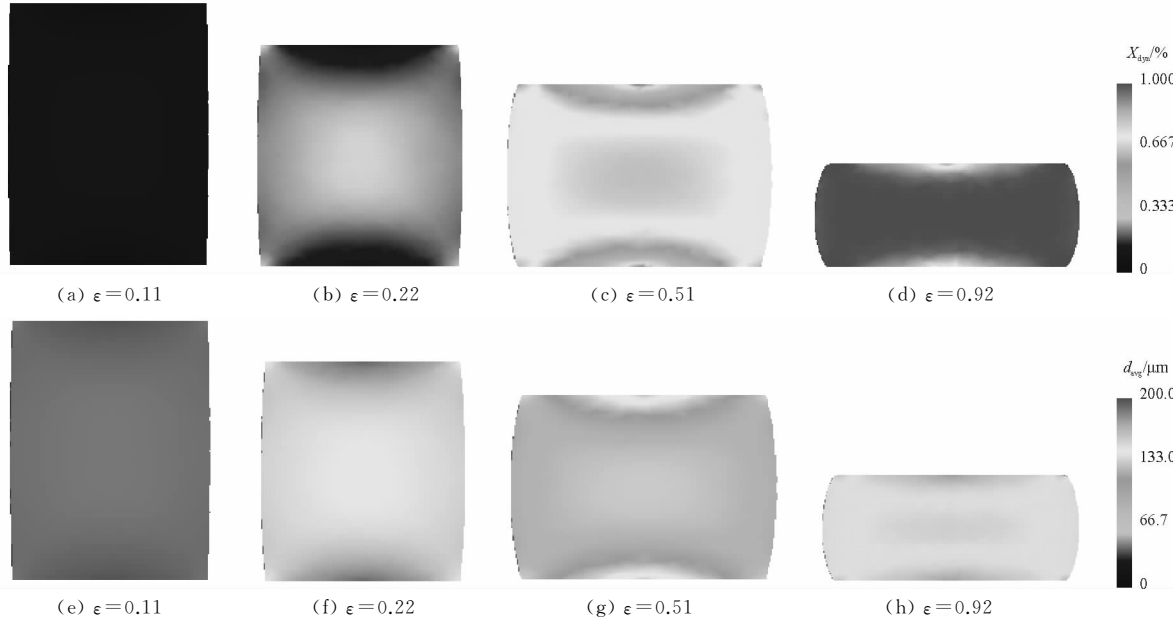


图 3 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 、0.001 s^{-1} 变形条件下不同应变量的 X_{dyn} 和 d_{avg} 变化云图

Fig.3 The nephogram of X_{dyn} and d_{avg} variation of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy at 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 、0.001 s^{-1} deformation conditions under different strain

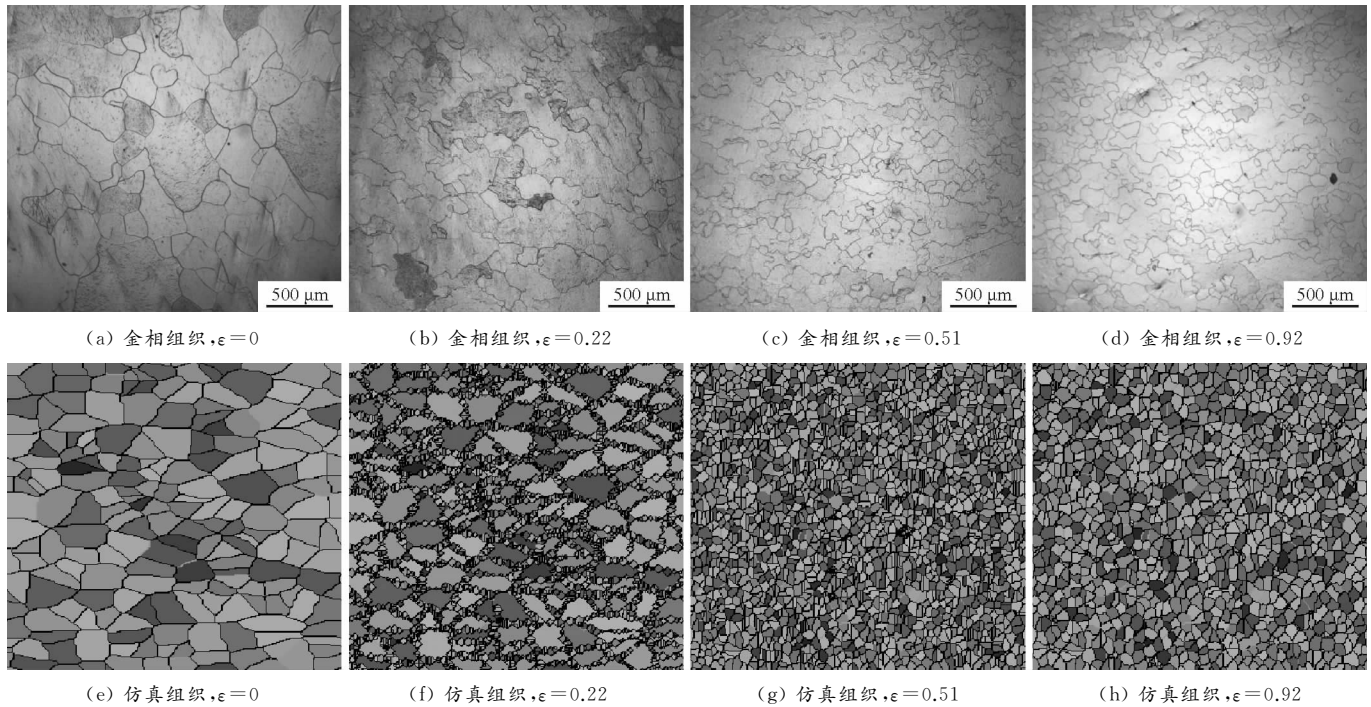


图 4 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 、0.001 s^{-1} 变形条件下不同应变量的显微组织

Fig.4 The OM microstructure and simulated microstructure of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy under different strain at 1 050 $^{\circ}\text{C}$ and 0.001 s^{-1} deformation conditions

阶段,组织仿真形貌能较好地反映金相组织演变规律。

图 5 和图 6 分别为合金不同变形条件下的模拟仿真及金相组织。由图 5 可知,当变形温度一定时,随着应变速率减小,组织中大 β 晶粒晶界处析出了较为细小的动态再结晶晶粒,平均晶粒尺寸得到细化,最终在应变速率为 0.001 s^{-1} 时,动态再结晶发生完全,晶粒整体形貌呈等轴状;其中,析出的动态再结晶晶粒,随着应变速率的变小而变大,这是由于更高的应变速率将获得更高的位错密度,将促进动态再结晶的形核,但是变形时间也相应变短,动态再结晶晶粒来不及长大,最终将获得大小不一的混晶组织。当应变速率一定时,变形温度升高促进了动态再结晶的发生,但在 $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.001 s^{-1} 时,由于动态再结晶发生完全,变形温度升高反而促进了晶粒的长大,见图 5i。对比不同变形条件下的仿真组织,可知合金在 0.001 s^{-1} 下变形,适当的变形温度可获得细小均匀的微观组织。

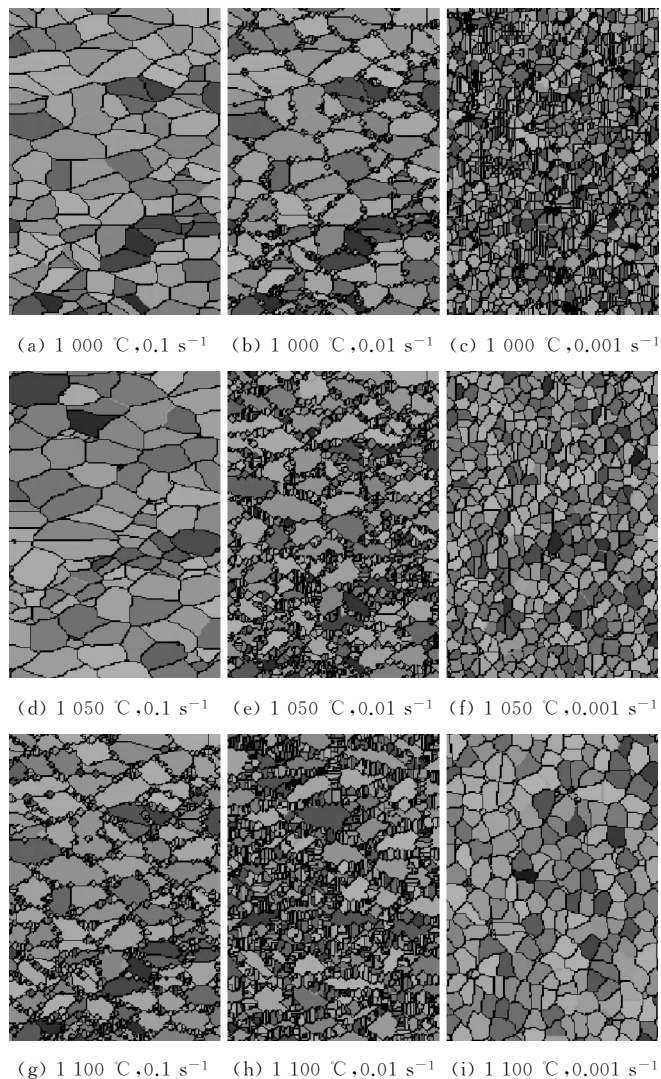
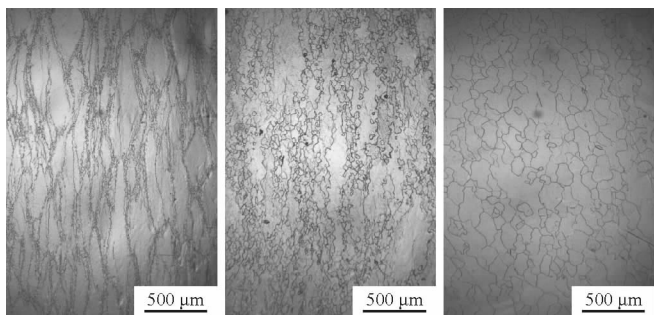


图 5 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金在 $1\ 000\sim1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时不同应变速率下的仿真组织

Fig.5 The simulated microstructure of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy under different strain rates at $1\ 000\sim1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$



(a) 0.1 s^{-1} (b) 0.01 s^{-1} (c) 0.001 s^{-1}

图 6 不同应变速率、 $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金的金相组织

Fig.6 Metallographic structure of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy under different strain rates at $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$

3 结 论

(1) 针对环轧态 Ti-25V-15Cr-0.2Si 合金,在 Gleeble-3800 型热压缩试验机上于 $950\sim1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $0.001\sim1\text{ s}^{-1}$ 变形条件下进行的热压缩,基于试验数据,通过线性回归的方法建立流变应力本构方程及动态再结晶位错密度和 JMAK 数学模型。

(2) 基于动态再结晶数学模型,在 Deform-3D 有限元软件平台上,进行量化及可视化的微观组织演变模拟。可知在 $1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.001 s^{-1} 下,随着应变量增加,再结晶体积分数不断增加,平均晶粒尺寸不断减小,应变达 0.92 时,平均晶粒尺寸为 $58.62\text{ }\mu\text{m}$,对比试验数据可知,相对误差在 10% 以内。并且应变量在 $0.51\sim0.92$ 之间,试验和仿真组织都呈现整体形貌变化微小,表明应变量为 0.51 时,开始进入稳定变形阶段。

(3) 观察合金不同变形条件下的仿真组织,当变形温度一定时,减小应变速率可促进动态再结晶发生,细化平均晶粒尺寸。当应变速率一定时,温度升高既能促进动态再结晶的发生,也能促使再结晶晶粒长大。综合对比可知,合金在应变速率为 0.001 s^{-1} 下变形,适当的变形温度可获得细小均匀的微观组织。

参 考 文 献

- [1] 朱艳春,曾卫东,彭雯雯,等.Ti40 合金热压缩变形过程的开裂行为研究[J].稀有金属材料与工程,2013,42(10): 2 087-2 092.
- [2] 赖运金,张平祥,杜社伟,等.国内阻燃钛合金工程化技术研究进展[J].稀有金属材料与工程,2015,44(8): 2 067-2 073.
- [3] ZHU Y C, ZENG W D, ZHAO Y Q, et al. Effect of processing parameters on hot deformation behavior and microstructural evolution during hot compression of Ti40 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2012, A552: 384-391.
- [4] 张学敏,曾卫东,李悦,等.粗晶 Ti40 合金超塑性变形时的动态软化行为研究[J].稀有金属材料与工程,2019, 48(10): 3 202-3 208.
- [5] LAI Y J, XIN S W, ZHANG P X, et al. Recrystallization behavior of Ti40 burn-resistant titanium alloy during hot working process [J]. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, 2016, 23(5): 581-587.

Zn 对压铸 Al-Si 合金共晶 Si 的粗化及粗化后变质处理

韩盼文¹ 袁灵洋¹ Ghulam Asghar¹ 刘保良² 胡志恒³ 付彭怀^{1,2} 彭立明^{1,2}

(1.上海交通大学材料科学与工程学院轻合金精密成型国家工程研究中心;
2.上海轻合金精密成型国家工程研究中心有限公司; 3.上海永茂泰汽车零部件有限公司)

摘 要 通过微观组织观察和力学性能测试等手段,研究了 Zn 对压铸 Al-10Si-0.3Mg-0.6Mn 合金的影响,在此基础上进行 Sr 和 RE 的变质处理,获得了一种综合性能良好的压铸铝合金。结果表明,Zn 的固溶强化使合金的强度提升,但原来细小的共晶 Si 变得粗大,出现长条状和块状的 Si,合金伸长率下降。加入 0.04% 的 Sr 和 0.1% 的 La/Ce 混合稀土使粗化的共晶 Si 重新细化,最终获得合金的屈服强度为 167 MPa、抗拉强度为 324 MPa、伸长率为 10.2%。

关键词 Al-10Si-0.3Mg-0.6Mn 压铸铝合金;Zn;变质处理;微观组织;力学性能

中图分类号 TG146.21;TG249.2 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.04.020

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Coarsening of Eutectic Si in Die-casting Al-Si Alloy by Zn and Modification Treatment after Coarsening

Han Panwen¹, Yuan Lingyang¹, Ghulam Asghar¹, Liu Baoliang²,
Hu Zhiheng³, Fu Penghuai^{1,2}, Peng Liming^{1,2}

(1.National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University; 2.Shanghai Light Alloy Net Forming National Engineering Research Center Co., Ltd.; 3.Shanghai Yongmaotai Auto Parts Co., Ltd.)

Abstract: The effects of Zn on die casting Al-10Si-0.3Mg-0.6Mn alloy were investiagted by means of microstructure observation and tensile test. On this basis, a kind of die casting aluminum alloy with good comprehensive properties was prepared by adding Sr and RE. The experimental results reveal that the addition of Zn can improve the strength of the alloy with the decrease of elongation, however the fine eutectic Si become coarser, and long strip and massive Si can be observed. The coarsened eutectic silicon can be refined again with 0.04% Sr and 0.1% La/Ce mixed rare earth, where the yield strength, tensile strength and elongation of the alloy reach up to 167 MPa, 324 MPa and 10.2%, respectively.

Key Words: Al-10Si-0.3Mg-0.6Mn Die-casting Aluminum Alloy, Zn, Modification Treatment, Microstructure, Mechanical Properties

收稿日期:2020-10-25;修改稿收到日期:2020-11-28
基金项目:肇庆市科技计划资助项目(2018K006)
第一作者简介:韩盼文,男,1996 年出生,硕士研究生,上海(200240),E-mail:hpw687@outlook.com
通信作者:彭立明,男,1972 年出生,教授,上海(200240),E-mail:plm616@sjtu.edu.cn
引用格式:韩盼文,袁灵洋,Ghulam Asghar,等. Zn 对压铸 Al-Si 合金共晶 Si 的粗化及粗化后变质处理[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(4):483-489.
HAN P W, YUAN L Y, GHULAM A, et al. Coarsening of eutectic Si in die-casting Al-Si alloy by Zn and modification treatment after coarsening[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(4):483-489.

[6] 朱艳春,曾卫东,彭雯雯,等.Ti40 合金热压缩变形过程的开裂行为研究[J].稀有金属材料与工程,2013, 42(10): 2 088-2 092.

[7] 张成,杨海成,韩冬,等.钛合金旋压技术在国内航天领域的应用及发展[J].固体火箭技术,2013, 36(1): 127-132.

[8] 王鑫,董洪波,邹忠波,等. AerMet100 钢的热变形显微组织演变及动态再结晶行为[J].特种铸造及有色合金,2016,36(1):121-125.

[9] 倪红明,董显娟,徐勇,等.Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金热变形行为及本构关系研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(2): 228-232.

[10] SARKAR A,CHAKRAVARTTY J K, SAMAJDAR I. The avrami kinetics of dynamic recrystallization in cadmium[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2010, A41(10): 2 466-2 470.

[11] JONAS J J, QUELENNEC X, LAN J, et al. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization[J]. Acta Materialia, 2009, 57(9): 2 748-2 756.

[12] 刘筱,朱必武,李落星. Laasraoui-Jonas 位错密度模型结合元胞自动机模拟 AZ31 镁合金动态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 889-903.

[13] SELLARS C M, WHITEMAN J A. Recrystallization and grain growth in hot rolling[J]. Metal Science, 1979,13(3):187-194.

[14] 郭海龙,孙志超,杨合.挤压态 7075 铝合金再结晶经验模型及应用[J].中国有色金属学报, 2013, 23(6): 1 507-1 515.

(编辑:刘晨辉)