

验,研究其变形过程中微观组织和材料组织性能的变化。通过热模拟采集的数据,研究镁合金变形过程中的流变应力和动态再结晶行为。对镁合金进行X-射线衍射实验,分析镁合金在变形过程中织构的变化情况。

2 实验方法

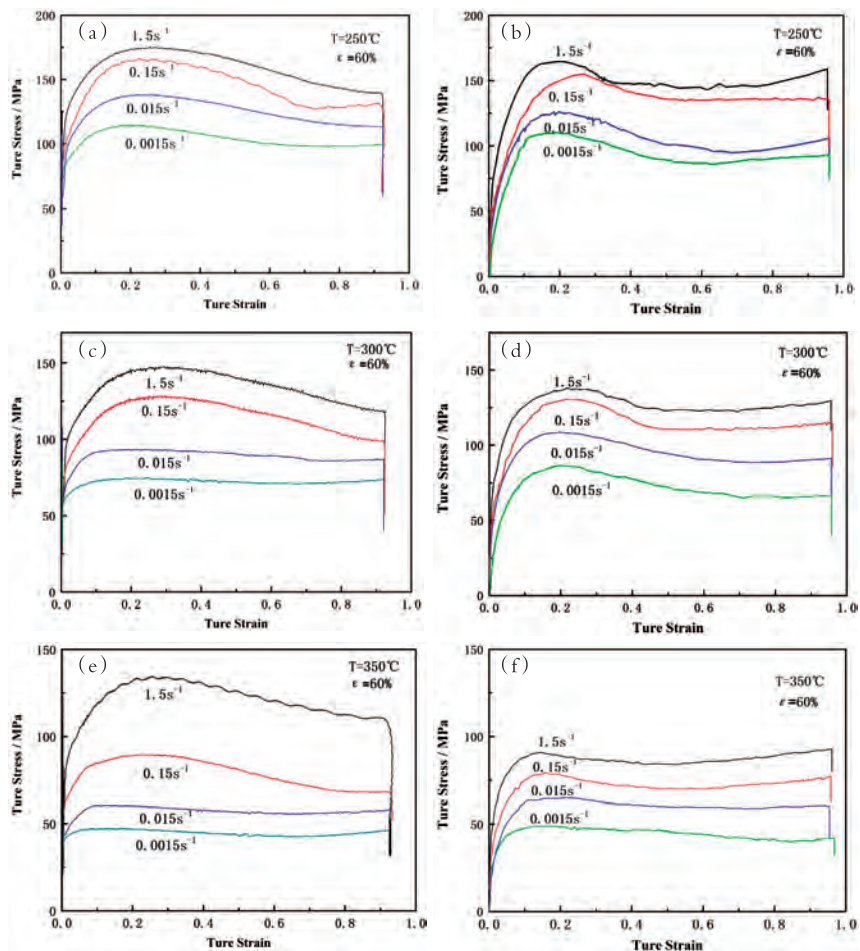
熔炼Mg-Zn-Y合金的主要原材料为,纯度99.9%(质量分数,下同)的Mg锭、Zn锭以及Mg-30Y中间合金。采用2RRL-M8型真空电阻熔炼炉熔炼,熔化温度为740℃,保温15 min~20min。待固体炉料完全熔化、合金液体温度及成分均匀后,降温至740℃,将合金液体浇注到金属型模具中进行冷却。冷却至室温后将合金试棒取出,均匀化处理(450℃×48h)后利用ICAP6300等离子体光谱分析实验合金的最终成分,分别为 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ (Zn/Y≈2:1)和 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ (Zn/Y≈4:1)。将实验合金试棒线切割成 $\Phi 6 \times 8$ mm的热压缩用试样。

采用Gleeble-3500D热模拟试验机对实验合金试样进行热压缩实验。高温单轴压缩实验条件:形变温度为250℃、300℃和350℃,应变速率为 $0.0015s^{-1}$ 、 $0.015s^{-1}$ 、 $0.15s^{-1}$ 、 $1.5s^{-1}$,单向压缩至60%。正常情况下,压缩后的试样会呈现明显的“鼓形”。将压缩后的试样沿轴向中心剖开,在800#~3000#砂纸上依次进行研磨后。采用粒度为 $1.5\mu m$ 的水溶金刚石抛光液进行抛光。表面无明显磨痕后,再进行电解抛光。电解液为30%硝酸酒精+5%丙三醇(体积分数)。电解抛光参数:电压3V,电流1.0A,时间5s~8s。

利用2500/PC型X射线衍射仪(X-Ray Diffraction, XRD)进行宏观织构测试。其入射角度范围为 $20^\circ \sim 90^\circ$,扫描速率为 $2^\circ /min$,扫描电压和扫描电流分别为40KV和200mA,狭缝宽度为5mm,石墨单色器滤波。为了更加准确的表示织构,我们建立一个三维空间中的取向分布方法,即取向分布函数(Orientation Distribution Function)分析法,简称为ODF法。通常情况下,我们先利用X射线衍射技术测得极图,然后算出晶体材料的ODF图。

3 实验结果与分析

3.1 Mg-Zn-Y合金真应力-应变曲线



(a), (c), (e) $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金; (b), (d), (f) $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金

图1 实验合金高温压缩真应力-真应变曲线

图1分别为 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 和 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金在形变温度为250℃、300℃和350℃,应变速率为 $0.0015s^{-1}$ 、 $0.015s^{-1}$ 、 $0.15s^{-1}$ 和 $1.5s^{-1}$,形变量为60%条件下的真应力-真应变曲线。对比图1中不同形变温度下合金的流变曲线可知,随着形变温度升高,发生加工硬化以及动态回复所对应的真应变减小,合金能更早的进入动态再结晶阶段;合金流变应力和峰值应力降低,曲线趋于平缓。这是由于在应变速率和压下量相同时,随形变温度的升高,原子的热激活作用增强,原子的动能增大,热变形所需的临界切应力减小,从而导致峰值应力减小;此外,还可以看出其应力峰值和

所对应的流变应力稳态值之间的差值随着形变温度的升高而不断的减小。而其流变应力在达到峰值时所对应的应变随着温度的升高而减小,这可能是因为形变温度升高,滑移系临界切应力下降,同时也使动态回复或动态再结晶越易发生,从而导致合金变形抗力降低,峰值应力所对应的应变减小;此外随着温度的升高,在达到峰值应力之后,由动态再结晶所引起的软化作用也逐渐增强,抵消了部分加工硬化效果,因此合金的流变应力减小,应力倾向于进入稳态流变阶段。由图1a,c,e可知, $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金表现出一一般Mg合金真应力-真应变曲线特征^[174,175]:其加工硬化削弱很快,经过小的塑性应变后真应力就由于动态再结晶的发生而开始下降,直到形变量为60%时还未达到稳态阶段,表明其动态再结晶不完全。而 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金,在 $1.5s^{-1}$ 和 $0.15s^{-1}$ 较高应变速率下则表现出明显的加工硬化特征,形变初期真应力随形变量增大而升高。这与合金热变形过程中显微组织演变紧密相关。

3.2 Mg-Zn-Y合金形变组织

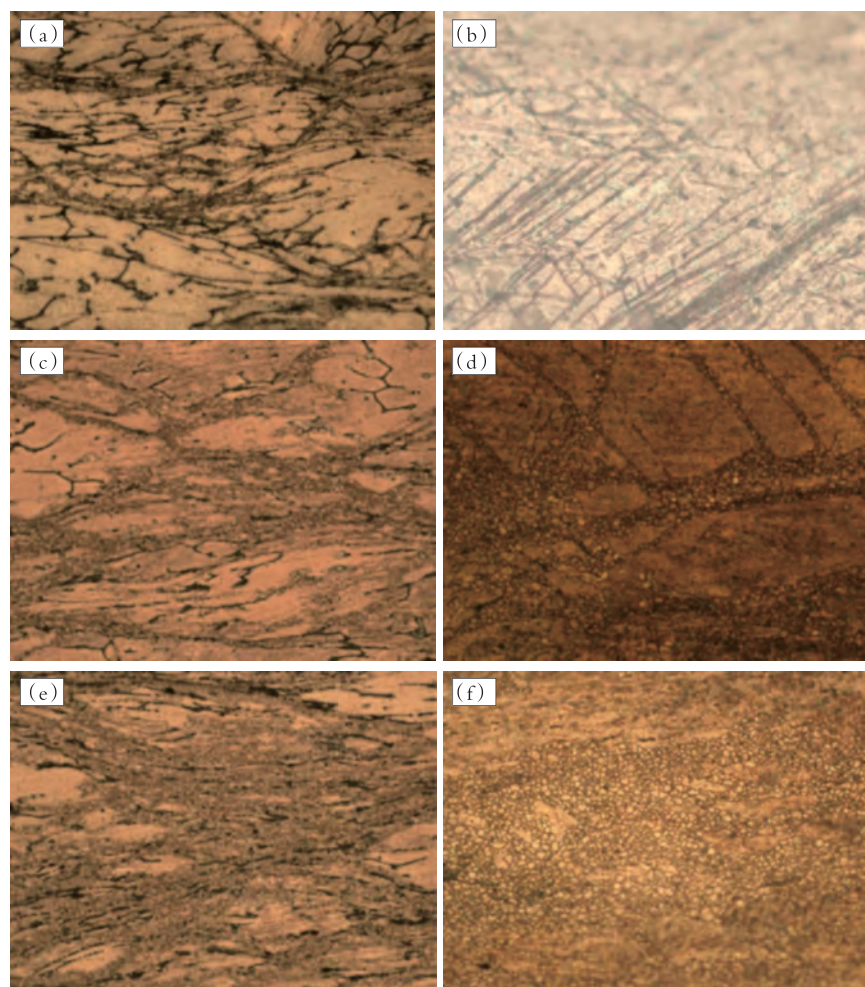
图2分别为 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 和 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金在形变温度为250℃、300℃和350℃,应变速率为 $0.15s^{-1}$,形变量为60%条件下的形变显微组织。由此可以看出,两种合金在经过热压缩变形之后均存在明显的流变现象。部分第二相被挤碎并且沿变形方向被拉长,是由于在压缩变形过程中第二相起到一定的协调变形的作用,故而在压缩变形过程中部分第二相也随之变形。在不同形变温度作用下,两种合金形变组织也存在很大的差异。在形变温度为250℃时,两

种合金形变组织中并没有明显的再结晶晶粒,反而出现了大量的滑移带以及片状的孪晶,这些孪晶成组出现并且基本相互平行,多出现在晶界处,延伸至晶内。在变形温度为300℃时, $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金形变组织中仍能看到明显的滑移线及孪晶,孪晶处于境界附近,已呈现出规则排,动态再结晶晶粒处于变形带内部,含量较少且晶粒较小;而在 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金中的动态再结晶晶粒明显多于 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金;当形变温度继续升至350℃时,两种合金易变形区均出现了大量的动态再结晶晶粒,即在该温度下发生了非常明显的动态再结

晶,且再结晶晶粒呈明显长大现象,尤其是在 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金中,视野内几乎全部是等轴晶粒,其被拉长的晶粒完全被再结晶晶粒所取代。而在 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金难变形区仍然有部分地方没有发生动态再结晶现象,仍有少量的孪晶出现。即在相同的形变温度下, $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金的动态再结晶远高于 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金。

3.3 Mg-Zn-Y合金宏观织构演变规律

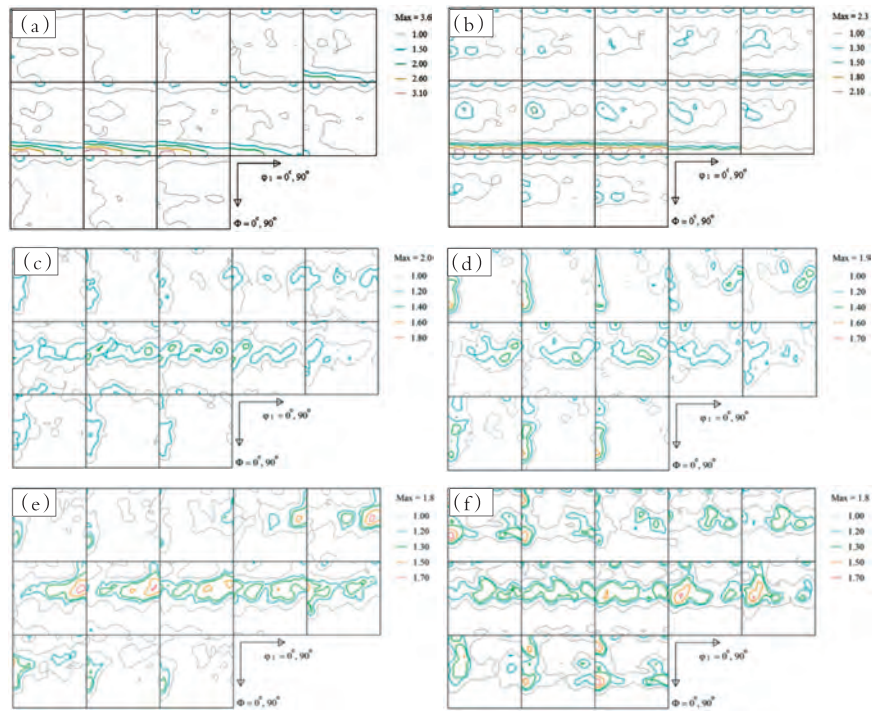
镁为密排六方结构,根据六方晶系的对称性,我们选取 $\phi_2=0^\circ$ 和 $\phi_2=30^\circ$ 这两个截面来表示晶体取向分布^[13]。如图3所示,为两种合金在不



(a), (c), (e) $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金; (b), (d), (f) $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金

图2 实验合金高温压缩形变组织 ($0.15s^{-1}$ -60%)

同形变条件下的ODF截面图。 $\Phi=0^\circ$ 处是形成的是基面织构, $\Phi=90^\circ$ 处形成的是柱面织构, 而介于这两者之间的则为锥面织构。室温压缩条件下, 如图3a,b所示, $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金只在柱面出现了明显的择优取向分布, 尤其是在 $\phi_2=30^\circ$ 左右时, 出现了很强的柱面织构, 强度高达3.60, 而锥面织构强度不是很强, $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金表现出了与此类似的现象。250℃-0.015s⁻¹形变条件下, $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金最强点出现在中部, 为锥面取向, 最强点($0^\circ, 68^\circ, 0^\circ$)强度为1.7, 次强点出现在($68^\circ, 42^\circ, 30^\circ$)处, 强度为1.4; $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金最强点出现在中部, 为锥面取向, 最强点($0^\circ, 40^\circ, 30^\circ$)强度为1.4, 次强点出现在($0^\circ, 60^\circ, 0^\circ$)处, 强度为1.2, 强度低于 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金。250℃-1.5s⁻¹形变条件下, $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金最强点出现在中部, 均为锥面取向, 最强点为($83^\circ, 34^\circ, 30^\circ$)强度高达1.7, 次强点在($0^\circ, 60^\circ, 0^\circ$)处, 强度为1.3; 而 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金最强点出现在中部, 均为锥面取向, 最强点为($0^\circ, 15^\circ, 0^\circ$)、($0^\circ, 58^\circ, 0^\circ$)及($15^\circ, 45^\circ, 45^\circ$), 强度高达1.7左右。计算可知, 压缩变形后各织构强度明显的晶面和晶向指数如表1所示, 结合图3, 对比室温压缩和热压缩后的两种实验合金的ODF分布曲线图可以看出, 室温压缩主要为(0002)基面和(01-10)柱面织构, 特别是柱面织构, 强度达到2.1左右。经热压缩变形之后, (0002)基面明显降低, 几乎没有基面织构出现, 除此之外, 出现了明显的锥面(-12-11)和(01-11)织构, 几乎没有柱面织构, 且压缩速率越低, 锥面织构有降低的趋势, 且 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金



(a) $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金(室温压缩); (b) $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金(室温压缩)
(c) $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金(250℃, 0.015s⁻¹); (d) $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金(250℃, 0.015s⁻¹)
(e) $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金(250℃, 1.5s⁻¹); (f) $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金(250℃, 1.5s⁻¹)

图3 不同形变条件下实验合金 ϕ_2 -ODF截面图

表1 不同形变条件下实验合金织构的强点位置及其对应指数

合金类型	变形条件	强度	$\phi_1(^{\circ})$	$\Phi(^{\circ})$	$\phi_2(^{\circ})$	(hkl) [uvw]
$Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金	室温压缩	1.5	30	0	0	(0002) [2-1-10]
		2.1	13	30	90	(01-10) [4-2-21]
		2.1	66	30	90	(01-10) [2-1-14]
	250℃, 0.015s ⁻¹	1.6	0	68	0	(-12-12) [10-10]
		1.4	68	42	30	(01-12) [2-423]
		1.3	28	30	0	(0002) [1-100]
250℃, 1.5s ⁻¹	1.7	0	15	0	(-12-113) [10-10]	
	1.7	0	58	0	(-12-12) [10-10]	
$Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金	250℃, 0.015s ⁻¹	1.7	15	45	45	(13-47) [5-501]
		1.2	30	30	0	(0002) [1-100]
		1.2	0	60	0	(-12-12) [10-10]
		1.4	0	40	30	(01-12) [2-1-10]
	250℃, 1.5s ⁻¹	1.3	0	60	0	(-12-12) [10-10]
1.7	83	34	30	(01-12) [1-654]		

织构强度明显低于 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金, 这可能与热压缩过程中发生的动态再结晶程度有关。

4 结论

(1) 在相同的变形条件下 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金的应力水平

较 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金略高；而 $Mg_{90.7}Zn_{7.58}Y_{1.68}$ 合金的再结晶程度比 $Mg_{89.11}Zn_{7.50}Y_{3.39}$ 合金更大。

(2) 实验镁合金塑性变形时会出现孪晶和形变带组织，这些孪晶和形变带周围是热压缩过程中再结晶晶粒形核的有利地方。

(3) 原始态合金室温压缩产生典型的 (0002) 基面和 (01-10) 柱面形变纤维织构。随热压缩的进行，实验合金的取向会由基面和柱面取向会向锥面 (-12-11) 和 (01-11) 取向转变。

(4) 观察对比两种实验合金在不同压缩条件下的ODF分布图，随着压缩速率越低，锥面织构有降低的趋势，即压缩速率大，锥面织构明显，这可能与热压缩过程中发生的动态再结晶程度有关。**T**

参考文献

- [1] Mabuchi M, Yamada Y, Shimojima K, et al. Magnesium alloys and their applications [M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2000: 280-284.
- [2] Pollock T M. Weight Loss with Magnesium Alloys [J]. Science, 2010, 328(5981): 986-987.
- [3] 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: 2-5.
- [4] Froes F, Eliezer D, Aghion E. The science, technology, and applications of magnesium [J]. Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 1998, 50(9): 30-34.
- [5] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 9-11.

- [6] Wan D Q, Wang H B, Li Z M, et al. Aging kinetics of 14H-LPSO precipitates in Mg-Zn-Y alloy[J]. China Foundry, 2020, v.17(01):48-53.
- [7] Egami M, Ohnuma I, Enoki M, et al. Thermodynamic origin of solute-enriched stacking-fault in dilute Mg-Zn-Y alloys[J]. SSRN Electronic Journal, 2019.
- [8] Fang X, Wu S, Lue S, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of quasicrystal-reinforced Mg-Zn-Y alloy subjected to ultrasonic vibration[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 679(jan.2):372-378.
- [9] Yang X Y, Zhang L, Jiang Y P, et al. Microtexture evolution in Mg-Y and AZ31 Mg alloy during hot deformation[J]. Zhongguo Youse Jinshu Xuebao/Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2):269.
- [10] Dai X, Wu L, Xia Y, et al. Intercalation of Y in Mg-Al layered double hydroxide films on anodized AZ31 and Mg-Y alloys to influence corrosion protective

performance[J]. Applied Surface Science, 2021, 551:149432.

- [11] Ning H, Yu Y, Lin K, et al. Superplastic Properties of AZ31 and AZ31-1.0Y-1.3Sr Alloy Produced by Twin-Roll Casting and Sequential Hot Rolling[J]. Journal of Materials Engineering & Performance, 2016, 25(2):635-641.
- [12] Kojima Y. Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloy[J]. Materials Science Forum, 2000, 3:350-353.
- [13] Hanada K, Matsuzaki K, Huang X, et al. Fabrication of Mg alloy tubes for biodegradable stent application[J]. Materials Science & Engineering C Materials for Biological Applications, 2013, 33(8):4746-4750.

作者信息

樊志斌 (1989—), 男, 工程师, 博士, 中机智能装备创新研究院 (宁波) 有限公司, 浙江省宁波市象山县丹西街道滨海大道929号 (主楼) 2201, 315700, 17531380576, gongnengcailiao@camsouth.com.cn。



基于机器视觉的铸件缺陷检测技术的研究及应用

郭志明, 李杰, 李爽

潍柴动力股份有限公司, 潍坊, 261061

摘要: 在发动机生产过程中, 铸件表面缺陷是非常常见的。铸件缺陷容易导致铸件疲劳等, 因此铸件缺陷检测效果直接关系到发动机的质量问题。当前, 国内企业针对铸件表面缺陷检测方法主要是人工检查的方式。根据铸件表面缺陷的特征, 本文重点从软件算法等方面, 研究并提出了一种应用机器视觉技术检测铸件表面缺陷的方法。该研究应用可以较好适用于生产现场, 比较准确的检测出铸件表面缺陷, 相比传统的检测方法具有一定的实用性和经济性。

关键词: 铸件表面缺陷; 机器视觉检测; 图像处理; 边缘检测; 图像分割

1 引言

铸件在发动机制造中是必不可少的, 在发动机零部件种类中, 铸件种类占比可达30%~40%。铸件产品质量直接关系到发动机产品的性能和质量。由于铸件在制造过程中存在着铸造工艺的不可控因素, 铸件在制造过程中会不可避免的存在缺陷。目前, 生产制造企业检测铸件表面缺陷的方法主要是采用人工肉眼的方式。由于铸件产量大、表面缺陷细微, 依靠人眼检测势必会影响检测的质量、成本和效率。

进入21世纪以来, 随着计算机和通信技术的快速发展, 机器视觉技术也得到了巨大的进步。特别是机器学习算法与数字图像处理技术的结合, 对于解决视觉复杂检测技术提供了有力的帮助。因此, 利用机器视觉技术检测铸件表面缺陷具有一定的鲁棒性、高效性和实用性。

2 铸件表面缺陷

在发动机制造过程中, 各类铸件被广泛使用。由于铸造工艺复杂、很多因素都无法控制, 因此, 铸造缺陷很难避免且种类繁多。最常见的铸件表面缺陷有气孔、缩孔、裂纹等。

2.1 气孔

气孔缺陷是在金属液体在浇注过程中产生的气体未能及时逸出而形成的孔洞。气孔缺陷通常为球形, 内壁比较光滑, 呈明亮或轻微氧化色, 如图1(a)所示。由于气孔缺陷会在其周围引起应力集中, 会降低铸件的抗疲劳性^[1]。

2.2 缩孔

缩孔是由于铸件结构设计不合理、液态金属化学成分不符合要求或者浇注温度过高造成的。缩孔是在液体凝固期间收缩形式的, 其形状不规则、内壁比较粗糙、晶粒粗大^[2]。如

图1(b)所示。

2.3 裂纹

铸件裂纹通常分为两种: 冷裂纹和热裂纹。冷裂纹是由于铸件处于弹性状态时, 超出了合金的强度极限而产生的。冷裂纹一般呈现比较连续且光滑的曲线或直线, 如图1(c)所示。而热裂纹一般是沿晶粒边缘产生和发展的, 裂口一般呈现不规则曲线。

3 机器视觉技术

3.1 图像降噪

在图像采集过程中, 由于易受到电磁场、光线等诸多因素的干扰。图像中不可避免会产生各种噪声。在数字图像处理中, 常用的降噪方法有: 均值滤波、中值滤波和低通频域滤波等。

均值滤波是一种线性平滑滤波器。它的基本原理是, 对滑动窗口内的所有像素的灰度值求和, 然后计算其平均值, 用平均值代替该像素值^[3]。假