

镜面塑料模具失效表面的缺陷分析

Investigation of Defects on Mirror Plastic Mould Surface

管迎春¹,唐国翌¹,叶 强²

(1 清华大学深圳研究生院 新材料研究所,广东 深圳 518055;

2 深圳裕鼎模具钢有限公司 广东 深圳 518106)

GUAN Ying-chun¹, TANG Guo-yi¹, YE Qiang²

(1 Graduate School of Shenzhen, Tsinghua University, Shenzhen 518055, Guangdong, China;

2 Shenzhen Yu-Ding mould steel CO., LTD, Shenzhen 518106, Guangdong, China)

摘要: 针对 1.2083 镜面塑料模具在抛光过程中出现的表面疤状凸起缺陷进行了系统分析。综合运用光学显微镜、场发射扫描显微镜等分析技术对表面缺陷的形貌、组织、微区成分及其与非金属夹杂之间的联系进行研究,同时分别对失效模具产品和金相试样的表面粗糙度进行了对比测量。结果表明,由于该模具钢材内部多种非金属夹杂物的存在以及局部成分不均等因素,导致模具在抛光过程中基体的连续性遭到破坏,从而引起产品表面出现肉眼可见的疤状凸起缺陷,导致模具失效。

关键词: 非金属夹杂; 表面缺陷; 塑料模具钢; 镜面抛光

中图分类号: TG142.1⁺5 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)03-0053-05

Abstract: The macroscopic protuberance defects on the surface of 1.2083 mirror plastic mould, which was formed during the polishing process, were analyzed. The morphology, structure and composition of the defects and the relationship with nonmetal inclusions were observed by Optical Microscopy and Scanning Field Emission Microscopy. Furthermore, the surface roughness of the failure mould product and the metallographic specimens were measured and contrasted. The results show that the protuberance defects on the surface of the failure mould product were caused by kinds of nonmetal inclusions and inhomogeneous chemical composition in some area of this mould steel, which destroyed the matrix continuity during the polishing process.

Key words: nonmetallic inclusions; surface defect; plastic mould steel; mirror polishing

随着现代产业对模具精度要求越来越高,高精度的镜面抛光日趋成为模具研究的焦点。众所周知,模具表面抛光不仅受抛光设备和工艺技术的影响,还受模具材料的制约,因此对模具钢材的研究越来越受到重视。

1.2083 系列钢材作为一种高级进口塑料模具钢,其模块制品凭借优良的综合性能得到广泛应用,更因其淬回火后硬度高而具有的超镜面加工性能受到市场青睐^[1,2]。然而,在此类模具的抛光工艺生产过程中,其产品的表面抛光质量却受多重因素的制约。本工作针对某成品模具在抛光过程中出现的疤状凸起缺陷进行了

研究,通过对比正常区域与缺陷区域的表面粗糙度并综合运用各种显微分析方法,分别测定了疤状区的形貌、显微组织、夹杂分布及化学成分,以探究其形成原因。

1 实验材料和方法

实验材料选用某失效的成品塑料模具。该模具原材料取自电渣重熔塑料模具钢 1.2083 的锻件,锻件尺寸为 400mm×400mm×1000 mm。成品模具的化学成分及热处理工艺如表 1 所示,其表面硬度测量平均值为 HRC45.5。

表 1 1.2083 塑料模具的化学成分及热处理工艺* (质量分数/%)

Table 1 Chemical composition and heat-treatment of 1.2083 plastic mold (mass fraction/%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	W	Ti	Co
0.358	0.541	0.291	0.008	0.003	13.34	0.156	0.143	0.115	0.039	0.0315	0.015	0.029

* heat-treatment: 1020℃×2h, oil cooling; 630℃×1h, tempering

首先, 将失效模具放在 OLYMPUS SZX12 体式显微镜下观察其表面疤状凸起缺陷, 并运用便携式表面粗糙度测试仪 Taylor SURTRONIC 25 对模具表面正常区域和缺陷区域进行对比测量。随后, 在表面缺陷区域采用线切割切取 16mm×20mm 的样品制备金相试样, 使用 Struers Tegrapol-15 全自动抛光机对试样进一步抛光后, 测量试样的表面粗糙度, 用配有 EDX 的日立 S-4300 场发射扫描电子显微镜观察缺陷的微区形貌并测定微区成分和进行夹杂物元素面扫描。最后, 将金相试样侵蚀, 在金相显微镜 GX51 下观察其金相组织, 并使用显微硬度计 Duramir-1/-2 分别

测量凸起缺陷处和正常处组织的显微硬度。

2 实验结果

2.1 低倍观察

成品模具的表面缺陷如图 1 所示, 图 1 中可以看到明显的疤状凸起缺陷, 呈环形分布在模具产品的表面, 严重影响模具产品的表面质量, 造成模具失效。

2.2 表面粗糙度

表 2 表明疤状凸起已在很大程度上影响了模具的表面粗糙度。通过观察抛光后的金相试样表面, 发现

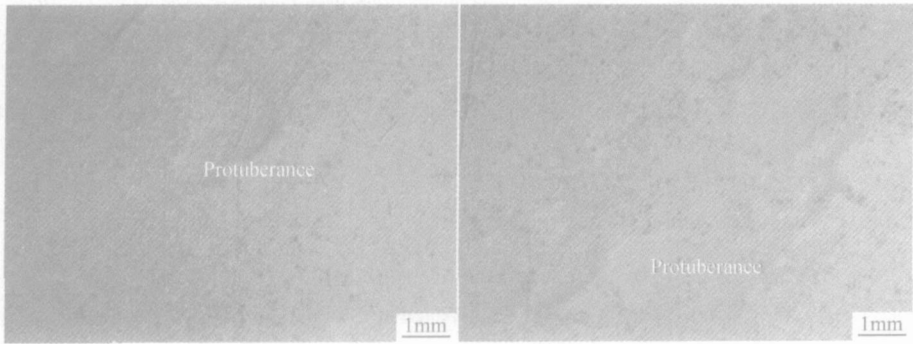


图 1 成品模具表面的凸起缺陷

Fig. 1 The macroscopic protuberance defects on the mold product surface

凸起缺陷仍然存在。这里金相试样经过了进一步的抛光, 因此其表面粗糙度测量数值普遍低于失效模具产品表面的测量数值。

表 2 失效模具产品和金相试样的表面粗糙度测定

Table 2 The surface roughness of the failure mold product and the metallographic specimens

Measure region	Roughness/ μm			
	R_a	R_z	$R_{z\text{max}}$	R_t
Normal region of the product	0.32	2.0	2.9	2.9
Disabled region of the product	0.41	2.9	4.0	4.1
Normal region of the specimen	0.24	1.5	1.6	1.6
Disabled region of the specimen	0.30	2.1	2.5	2.7

2.3 SEM 分析

用 SEM 对抛光后的试样进行观察, 如图 2 所示。图 2a 显示的是正常区域形貌, 可以看出其表面较为平整纯净; 而在凸起缺陷内部发现了较多的氮化物复相夹杂以及微小孔洞 (图 2b)。图 3 显示的是一典型复相夹杂的 X 射线元素面分布图, 结果表明该类夹杂是以含 Al 元素的物质为核心外延析出的复相含钛夹杂。此外, 在该夹杂的右下方存在硫元素富集

现象。

运用 EDX 对凸起某局部区域进行成分分析(探测部位见如图 4 中方框所示), 结果表明该区域内 Si, Ti, P, S, Ca 元素含量较高, 并且基体元素 Cr 的含量偏低。众所周知, Cr 元素可以提高模具钢材的抗蚀性能, 贫 Cr 容易导致钢材淬硬性能的降低, 从而造成该区域的硬度偏低^[1,2]; 而 Si, Ti, P, S, Ca 等元素的富集则表明该疤状凸起与非金属夹杂物密切相关。

2.4 显微组织与显微硬度

使用体积比为 3:2:1 的甘油盐酸硝酸化学浸蚀剂对试样进行腐蚀, 金相组织如图 5 所示。凸起区内部的微小孔洞和氮化钛夹杂及已部分脱落的复相夹杂清晰可见, 这与 SEM 的结论一致, 且凸起缺陷的边缘地区晶界清晰。基体组织为均匀细小的回火珠光体, 耐蚀性较好。

分别对凸起区域和基体组织的显微硬度进行测量, 见表 4 所示。结果表明凸起内部的显微硬度较低, 而凸起边缘的显微硬度数值介于内部组织与基体组织之间。根据 EDX 分析结果可知, 凸起区域内部成分不均匀, 存在贫 Cr 现象, 降低了该区域材料的淬硬性能, 从而导致其硬度值低于基体组织。

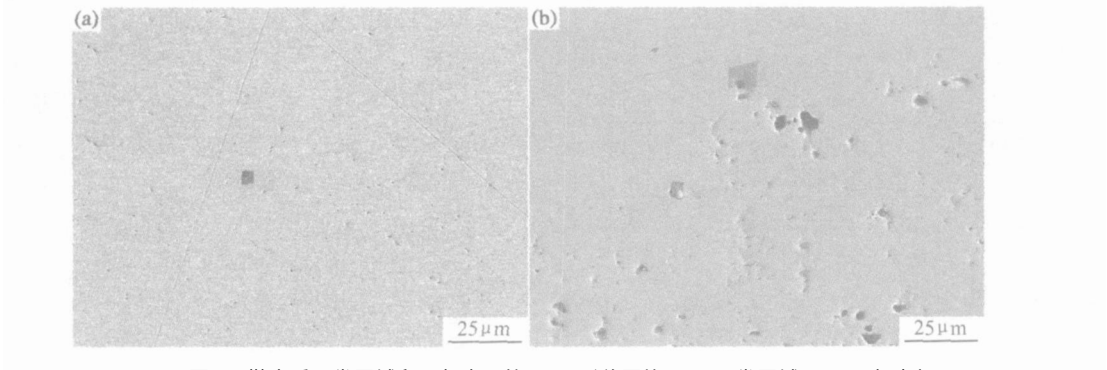


图 2 抛光后正常区域和凸起表面的SEM 形貌图片 (a) 正常区域; (b) 凸起内部

Fig. 2 SEM of the natural region and protuberance interior after polished (a) normal region; (b) protuberance interior

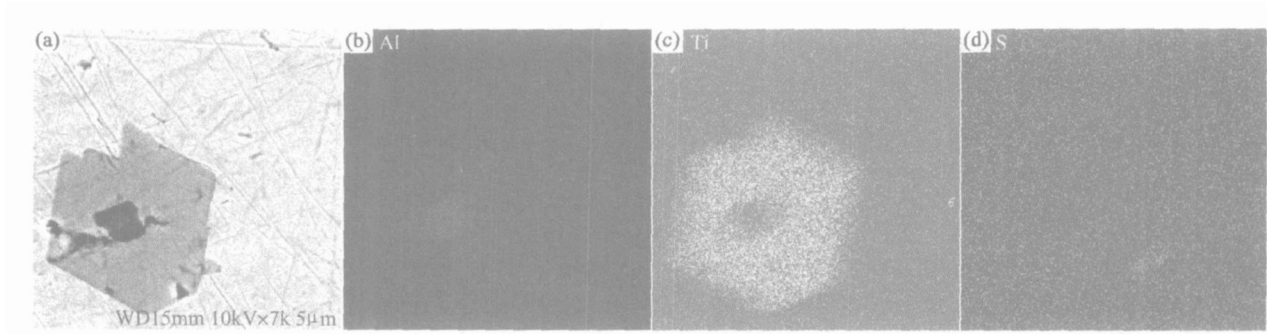


图 3 凸起内部区的典型氮化物复相夹杂 SEM 图片及 X 射线元素面分布

Fig. 3 SEM of the typical nitride multiphase inclusions in the protuberance interior

(a) morphology; (b), (c), (d) X-ray mapping of main elements

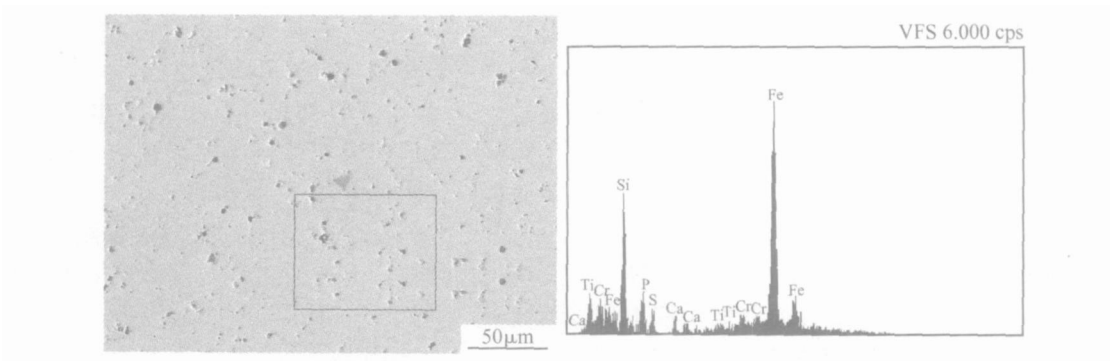


图 4 凸起部位的 EDX 微区扫描

Fig. 4 EDX analysis of the protuberance interior

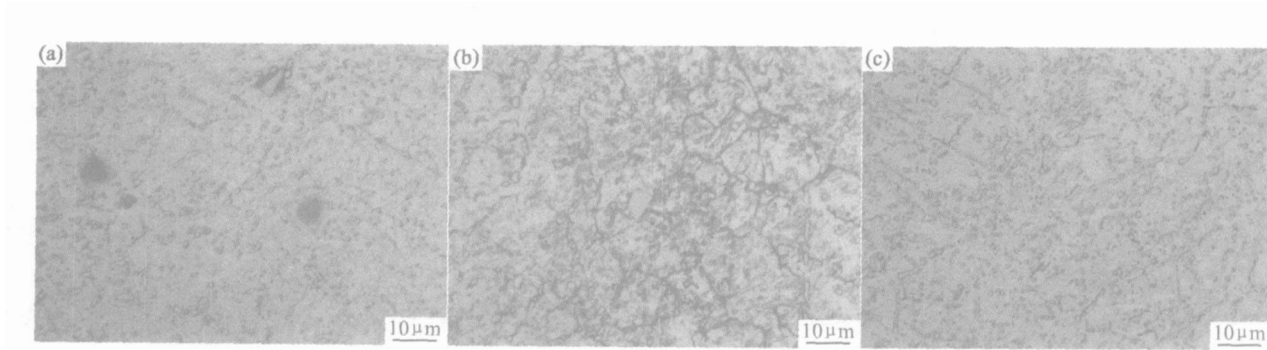


图 5 金相组织图片 (a) 凸起内部; (b) 凸起边缘; (c) 基体组织

Fig. 5 The microstructure (a) protuberance interior; (b) protuberance edge; (c) matrix structure

表 4 缺陷处和基体的显微硬度对比

Table 4 The micro-hardness of the defects and the matrix
(Load: 980.7mN; 15s)

Measure region	Protuberance interior	Protuberance edge	Matrix area
Micro hardness	397	495	634

3 缺陷成因分析

该失效模具产品表面出现具有凸起特点的疤状缺陷,其形成原因与钢材内部的多种非金属夹杂的存在以及局部成分不均等密切相关。

3.1 缺陷区域内部的非金属夹杂物分析

综合上述分析结果和相关研究^[3]可知,凸起缺陷区域内部 Ti 元素的富集是以 TiN 夹杂及其复相夹杂的形式存在。这是由于在钢水的凝固过程中,当采用含有硅、钙和铝元素的脱氧剂脱氧时,随着冷却的进行,钢液中首先沉淀出含有 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 的钙铝酸盐夹杂,而 Ti 作为一种强氮化物形成元素,可与钢水中的 N 或大气中的 N 反应生成 TiN。根据 TiN 平衡溶解度公式可知,在冷却到一定温度下,部分 TiN 可依附于钙铝酸盐夹杂表面析出和长大,从而形成氮化钛复相夹杂。这类氮化钛夹杂尺寸可达几个到十几微米以上。由于该夹杂高熔点且尺寸较为细小,在电渣重熔工艺中难以实现上浮去除^[4-6],因此钢材经过 ESR 后无法完全消除此类氮化钛夹杂。而根据能谱分析可判断出缺陷区域内 Ca, Si, Al 元素的富集与 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 类夹杂有关。

由于上述 TiN 夹杂及其复相夹杂和 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 类夹杂的硬度均远远高于基体硬度,在基体受力的情况下很容易于夹杂/基体的界面处发生应力集中,加上缺陷区域内部硬度偏低,从而加剧了抛光过程中基体变形的不均匀性。此外,该区域内部 P, S 有害元素的富集也会加剧基体连续性的破坏,从而在后续加工过程中形成微小孔洞,这是影响模具精度和寿命的重要因素^[7-10]。众所周知,模具表面的任何缺陷都会被复制到模具制品的表面,因此模具材料本身的纯净度对模具产品的质量具有重要意义。

3.2 疤状凸起缺陷的形成过程分析

根据金属流动基本理论^[11]可知,抛光工具和加工工件之间必然存在着接触摩擦。在模具抛光初期,磨粒对工件表面产生刮削作用,以其锐利的尖角对工件表面进行微切削。随着抛光过程的进行,磨粒开始钝化,钝化了的磨粒在抛光压力作用下,挤压被加工表面的粗糙突峰,在塑性变形和流动中使突峰趋向平缓 and 光滑,使被加工表面产生微加压塑性变形。当工件表

面粗糙度减小后,所用抛光磨粒的尺寸相应减小,此时被加工表面存在着塑性流动作用。这是由于抛光过程中的摩擦现象,使磨粒与工件表面的接触点温度上升,引起工件表面的热塑性流动。

当接触区存在非金属夹杂硬质点时,金属表面会出现变形不均匀现象以及由此产生的附加应力是客观存在的。这些附加应力与抛光加工表面变质层的应力相叠加在接触表面附近的硬质点与基体之间的界面产生应力,当应力值超过硬质点与基体之间的结合强度时便在加工表面的亚表层产生微裂纹。裂纹不在金属最表面萌生有两个原因:一个是由于在接触点下面,正好处于三向压应力区,有较好的塑性;另一个是由于表面软金属层的存在,在那里不会出现加工硬化现象,也防止了应力集中。

继续抛光施力则使微裂纹开始扩展,由于裂纹源的硬质点尺寸较小且分布密集,因此在裂纹扩展过程中,夹杂不易自身开裂而是沿夹杂与基体的界面开裂。当裂纹扩展至表面时,裂纹前方金属由于受摩擦的作用,金属表层硬质点流动速度小于内层硬质点金属流动速度,使侧壁变陡;而由于相同的原因裂纹后边金属受摩擦影响,则使侧壁变缓;而由于金属表面塑性变形的整体性使得金属表层变形向着阻力小的方向(空隙处)流动,变形金属流线向抛光接触表面方向凸起^[12,13]。疤状组织形成的具体过程如下:

(1) 由于表面处金属在应力作用下,使硬质点 A 和 B 所受应力值超过其与基体结合得强度极限 σ , 在亚表层处产生微裂纹(图 6a);

(2) 随着抛光过程的进行,微裂纹扩展至金属表层,与此同时,由于裂纹的尖端钝化使得裂纹张开(图 6b);

(3) 继续变形时,在裂纹张开的部位, C 处金属质点由于受摩擦阻力影响,流动速度小于 C', 因此产生金属流动滞后(C 落后于 C') 形成前壁较陡。而在 D 处,因 D 处金属滞后于 D', 则后壁变缓。根据金属变形的最小阻力定律,金属流线向表面凸起(图 6c);

(4) 抛光继续进行,由过程(3)形成的微小凸起在金属表面塑性变形整体性的作用下将会连接成较大的凸起,最终形成疤状凸起缺陷(图 6d)。

金相试样上的疤状缺陷经进一步抛光后,凸起区域仍然存在。凸起区内部的 TiN 夹杂大都保留很好,复相夹杂有脱落迹象;而 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 类夹杂在抛光过程中容易脱落,加上该区域内部 P, S 有害元素富集的原因,导致材料在抛光过程中基体变形的不均匀性加剧,使得凸起区内形成了众多的微小孔洞。

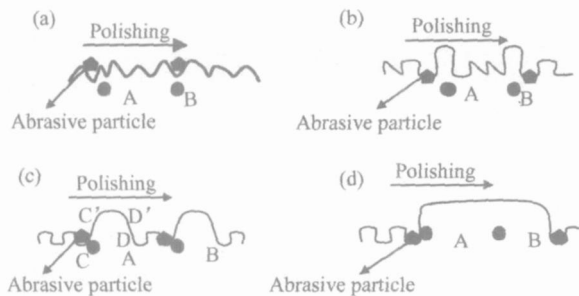


图 6 疤状凸起缺陷的形成过程示意图

Fig. 6 The schematic diagram of the protuberance defects process

3.3 夹杂来源及控制措施建议

非金属夹杂成分复杂,它的产生受钢液脱氧工艺、钢水条件及浇注系统中耐火材料使用情况等的影响,有内生的,也有外来的,还有内外共同作用的。对于氮化钛夹杂及其复相夹杂以及 P, S 含量的问题,主要还是与原材料的纯净度以及冶炼工艺等因素密切相关;而对于 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 类夹杂,主要是由脱氧产物、熔渣及保护渣等卷入或浇注系统的耐火材料受钢水冲刷、浸蚀等进入钢液滞留于钢中造成的。为了减少非金属夹杂对模具钢材抛光性能的影响,提高模具表面精度,根据来源采取如下一些相应的措施^[14-16]:

(1) 提高模具钢材的原材料纯洁度,严格控制钛的含量,从根本上减少氮化钛复相夹杂的来源;在加入 Ti 元素之前,一定要做好钢液的脱氧去气,尽量减少作为复相夹杂核心的钙铝酸盐夹杂的形成。此外,合理选用冶炼炉料并采用先进的炉外精炼手段,减少 P, S 元素所造成的杂质偏聚。

(2) 提高浇注系统的内在质量和改善浇注工艺。选用热稳定性强,耐火度高于其使用温度的耐火材料,以减少耐火材料的脱落;保持浇注温度和浇注速度的良好配合可减少空气的卷入与钢液的裸露(除真空浇注外),防止了增 N,从而减少 TiN 的形成机会。

(3) 由于含钛复相夹杂的数量和尺寸与钢液凝固过程中的冷却速度有关,因此增大钢液的冷却速度,可减少 TiN 夹杂与脱氧产物的凝集机会,对降低此类氮化钛复相夹杂十分有利。

(4) 通过控制好出钢时的脱氧操作及挡渣操作防止钢包下渣、采用保护浇注防止二次氧化、采用炉外精炼技术、使用大容量中间包使夹杂物充分上浮、采用合适的保护渣、高质量的耐火材料等方法减少 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 类外来非金属夹杂的来源。

4 结论

(1) 模具表面的疤状凸起缺陷与钢材内部 TiN 夹

杂及其复相夹杂以及 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 类夹杂的局部偏聚密切相关,P, S 有害元素的富集也加剧了凸起缺陷的形成;此外,缺陷区的成分不均也是该缺陷形成的原因之一,并可导致该区域耐蚀性能下降,从而引起模具表面早期失效。

(2) 通过有效控制原材料的有害元素含量和采用先进的冶炼浇注技术达到减少夹杂的目的。

参考文献

- [1] 林慧国, 火树鹏, 马绍弥. 模具材料应用手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [2] CHALAYA N M. Injection molding of plastics (review of scientific and practical seminar) [J]. Plasticheskie Massy: Sintez Sverjstva Pererabotka Primenenie, 2005, 4: 3-9.
- [3] 郑扬曾, 唐国翌, 潘书琴, 等. V-Ti-N 微合金钢中复相氮化钛颗粒的本质和形成 [J]. 钢铁, 1986, 21(7): 32-34.
- [4] TSYKU LENKO K A. Development and research of specific methods for making high-strength steel of ESR with the regulated properties [J]. Avtomaticheskaya Svarka, 2001, 2: 61.
- [5] GEANTA V. The refining of the stainless steel by ESR process using different slags U PB Scientific Bulletin [J]. Series B: Chemistry and Materials Science, 2000, 62(3): 99-105.
- [6] 李正邦, 张家雯, 车向前. 电渣重熔钢中非金属夹杂物含量及成分的控制 [J]. 钢铁研究学报, 1997, 9(2): 56-57.
- [7] 冶金工业部钢铁研究院. 合金钢手册[M]. 上册第一分册. 北京: 冶金工业出版社, 1972.
- [8] ROLANG K, NILS L. 钢中非金属夹杂[M]. 沈阳: 鞍钢科技情报研究所, 1980.
- [9] RAKOSKI F. 钢中的非金属夹杂物 [J]. 武钢技术, 1995(6): 28-29.
- [10] 曾光廷, 李静媛, 罗学厚. 非金属夹杂物与钢的韧性研究 [J]. 材料科学与工程, 2000, 18(2): 78-81.
- [11] 刘家浚. 材料磨损原理及其耐磨性 [M]. 北京: 清华大学出版社, 1993.
- [12] 张德一, 吕立华. 挤压不锈钢管内表面的“桔皮”状缺陷的成因分析 [J]. 重庆大学学报, 1994, 17(4): 113-114.
- [13] 范培耕, 曹鹏军, 徐启昆. 奥氏体不锈钢半成品钢板表面缺陷成因分析 [J]. 钢铁, 2003, 38(3): 78.
- [14] 山本隆造, 韩载华, 郑朴学. 减轻 1Cr18Ni9Ti 钢翻皮和重皮缺陷的工艺研究 [J]. 特殊钢, 1990, 11(6): 45-46.
- [15] 申少华, 刘国林, 方克明, 等. 硅酸盐夹杂对中板冷弯性能的影响 [J]. 钢铁研究, 2005, 146(5): 45-48.
- [16] 江友波, 孙晓光, 安德强, 等. 炼钢、铸锭过程中产生非金属夹杂物的原因 [J]. 一重技术, 2003, (3): 31-32.

收稿日期: 2006-06-02; 修订日期: 2006-09-12

作者简介: 管迎春(1983-), 女, 硕士研究生, 从事有关模具材料及其加工新工艺研究, 联系地址: 深圳大学城(西丽) 清华校区 J 栋 204 房间唐国翌转(518055)。