

一种 35Ni-15Cr 型铁基高温合金的低倍缺陷

中国科学院金属研究所 郭建亭 张金岩

35Ni-15Cr型铁基高温合金,是我国研制和发展的航空发动机涡轮盘材料。它含有4~5%的铝和钛,以形成金属间化合物 γ' 相进行沉淀强化^[1,2];含有4%左右的钨和钼以进行固溶强化;含有微量的碳和硼以进行晶界强化^[3];含有15%左右的铬,便于合金表面形成以 Cr_2O_3 为主的氧化膜,从而使合金具有优良的抗氧化和抗热腐蚀性能^[4,5]。其化学成分(%)如下: $\text{C} \leq 0.08$, $\text{Si} \leq 0.5$, $\text{Mn} \leq 0.4$, $\text{Cr} 14 \sim 16$, $\text{Ni} 33 \sim 36$, $\text{W} 1.7 \sim 2.2$, $\text{Mo} 1.7 \sim 2.2$, $\text{Al} 2.0 \sim 2.8$, $\text{Ti} 2.1 \sim 2.5$, $\text{B} \leq 0.015$, $\text{Ce} \leq 0.03$, $\text{S} \leq 0.02$, $\text{P} \leq 0.02$, Fe余量(基)。

35Ni-15Cr型合金已在航空工业及其他工业上使用。它采用电弧炉加电渣炉、电弧炉加自耗炉或者真空感应炉加电渣炉、真空感应炉加自耗炉双联冶炼工艺。钢锭或钢坯于1120℃加热,在五吨蒸汽锤上开坯或锻饼。饼坯在8000吨或12000吨水压机上模锻成涡轮盘坯。钢坯轧制成各种规格的棒材。

合金采用两种热处理制度,即1140℃(4小时)空冷+830℃(8小时)空冷+650℃(16小时)空冷;1080℃(8小时)空冷+830℃(8小时)空冷+700℃(16小时)空冷。前者适用于涡轮盘,后者适用于涡轮叶片等零件^[6]。

35Ni-15Cr型铁基高温合金,从1964年开始投入工业生产,至今已有十七年历史。在生产使用过程中,曾先后出现过点状偏析、枝晶偏析、炸裂、层状组织、晶粒粗大、热加工裂纹等缺陷。本文将从形态、特征、性质、形成原因、对力学性能的影响以及消除办法等方面对上述缺陷加以综合论述。

一、点状偏析

35Ni-15Cr型合金电渣重熔时,如果结晶器尺寸较大,熔化速率较高,往往容易出现点状偏析。点状偏析常发生在钢锭的头部和尾部,尤以尾部即冒口端出现的几率最大。

点状偏析是一种低倍冶金缺陷。通常在冶金厂90毫米方坯横低倍熔检试样或者在使用厂半成品腐蚀的零件表面上发现,其形态为深灰色或黑灰色的斑点,大小和形状因偏析程度和变形比而不同,最大者直径达6~7毫米(图1)。在纵低倍组织上,点状偏析沿流线方向分布,呈条带状(图2),最长者达230毫米。

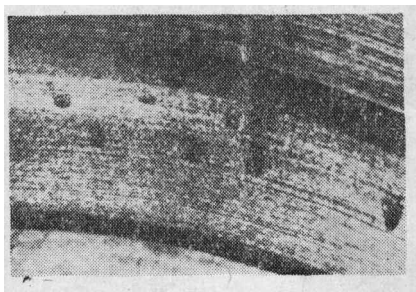


图1 涡轮盘表面的点状偏析

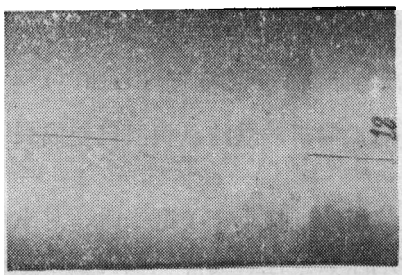
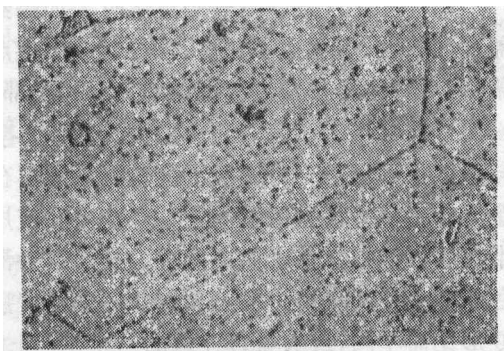
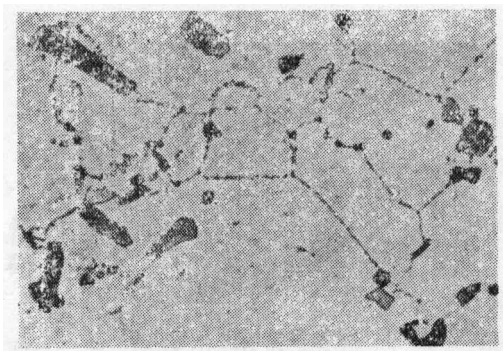


图2 90毫米方坯试样车圆后显露于表面的沿热加工方向分布的点状偏析

点状偏析实质上是TiC和M₃B₂相的聚集区(图3),由于这些相的存在,该区奥氏体晶粒比基体其他区域细小,而硬度较高,因此机械加工涡轮盘时往往出现让刀现象。点状区Ni、Al、Ti、C、B等元素偏聚,使该区熔点降低,通常在1190~1200℃之间^[7]。因此含有点状偏析的涡轮盘坯,在锻造或模锻过程中,由于热效应温度升高,致使点状区晶界强度急剧降低,产生锻造裂纹或热加工裂纹。我们将带有点状偏析的φ85毫米试样,经1170℃镦粗



a. 苦味酸溶液煮沸20分钟



b. 10% H₃PO₄水溶液电解腐蚀

图3 点状偏析区的TiC(b)和M₃B₂相(a) ×500
变形50%后,偏析严重的点状区已变成裂纹或孔洞^[8]。

点状偏析的直径小于1毫米时,对纵向常规性能影响不大。但明显降低横向抗张强度和塑性,而且断裂都发生在点状偏析上,而对横向屈服强度、冲击韧性和持久时间影响甚微^[9]。

当点状偏析尺寸增大,它所占横向试样横截面的比例相应增大,持久时间就显著降低(表1^[10])。因此应设法减轻和消除点状偏析。

表1 点状偏析对涡轮盘横向持久时间的影响*

试样号	持久时间** (750℃,35公斤/毫米 ²) 小时	备 注
3	64.1	未发现点状偏析
4	50.6	未发现点状偏析
5	15.8	断在点状偏析处
8	15.0	断在点状偏析处
10	26.2	断在点状偏析处

* 试样从同一涡轮盘按同一方向切取。

** 多于50小时合格。

点状偏析是在钢锭凝固过程中,当结晶速度比较缓慢时出现的一种偏析现象。金属的凝固速度是各种偏析形成及其发展程度的决定性因素。根据多年生产的实际经验,35Ni-15Cr型合金的点状偏析主要发生在电渣重熔过程中。熔化速率及结晶器尺寸是出现点状偏析与否的关键。

图4为熔化速率对点状偏析出现几率的影响。可以看出,熔化速率愈高,在其他情况相同的条件下,结晶速度愈慢,因而点状偏析愈严重。相反,降低熔化速率对于减轻或消除点状偏析是有利的。但是,熔化速率的降低只能到一定限度。否则,不仅设备的生产效率降低,而且由于结晶器壁金属熔池表面的强烈冷却,会形成渣沟或重皮,造成钢锭难于热加工。

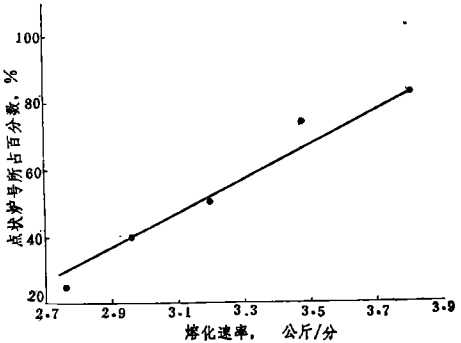


图4 熔化速率对点状偏析出现几率的影响
(200个工业生产炉号的统计结果)

表2为结晶器尺寸对点状偏析的影响。结晶器尺寸愈大，点状偏析愈严重。因为在其他条件相同的情况下，结晶器尺寸愈大，钢锭凝固结晶的速度愈低，因而偏析愈严重。为减少或消除点状偏析，结晶器不宜过大。

表 2 结晶器尺寸对点状偏析的影响

结晶器尺寸 毫米	锭型 吨	统计 炉数	点状偏 析炉数	点状偏析炉数 百分率
φ170	0.15	>132	0	0
φ425	1.20	699	368	52
550×580	2.50	16	16	100

二、 枝晶偏析

35Ni-15Cr型合金涡轮盘，在半成品低倍腐蚀检查中，发现某些炉号有枝晶偏析，有的还比较严重。从图5a可以看到清晰的树枝状花纹。但在涡轮盘的轮缘、特别是导流盘轮缘，由于变形量较大，金属流动显著，枝晶偏析沿金属流动方向排列，往往呈近似平行的线条（图5b）。

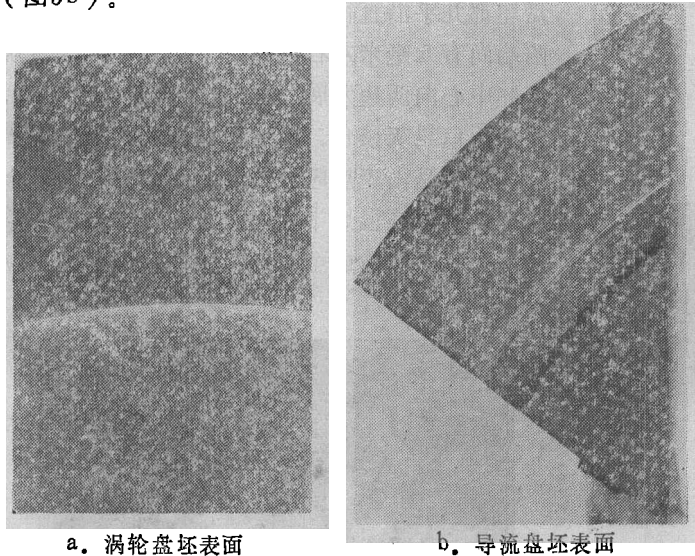


图 5 树枝状偏析外貌

表 3 枝晶轴与枝晶间的化学成分（炉号93690），%

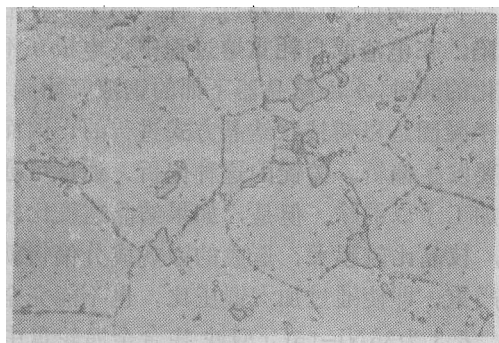
区域 \ 元素	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Al	Si
枝晶轴	39.86	14.98	35.38	1.99	1.99	2.09	2.51	0.34
枝晶间	39.45	15.15	36.56	2.13	1.86	2.35	2.86	0.33

枝晶偏析与点状偏析一样，属于一种冶金缺陷。在电渣或自耗重熔过程中，电极在不断熔化的同时，水冷结晶器下部的钢液开始凝固。由于凝固是以树枝状结晶方式进行的，因而元素要发生偏析。铸锭的这种偏析，通常可通过热加工予以消除。但是，如果结晶速度比较缓慢，枝晶比较粗大，造成的微观成分偏析就比较严重，即使通过加大锻压比，也不能完全消除。表3为35Ni-15Cr型铁基合金涡轮盘中枝晶轴与枝晶间的化学成分分析结果。可以看出，枝晶轴Fe和W的含量较高，而枝晶间Ni、Al、Ti、Mo等元素较高。由于枝晶间富Ni、Al、Ti、Mo等元素，所以γ'相、TiC和M₃B₂相较多，如图6a所示。由于上述相多，枝晶间晶粒较细，而且容易腐蚀，所以在金相观察时，枝晶间表现为暗区，而枝晶轴表现为亮区，整个组织呈现明暗相间的区域（图6b）。

枝晶偏析严重的钢锭经锻造加工后，在横低倍上表现为明显的枝晶偏析花纹（图7a），在纵低倍上表现为清晰的流线（图7b）。

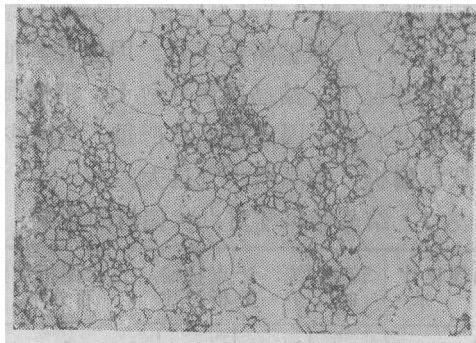
研究表明^[11]，枝晶偏析不严重时，对室温至650℃的抗张性能和冲击韧性，550℃及750℃的光滑和缺口持久基本上没有影响。对于接近涡轮盘实际使用条件的大应力低循环疲劳和周期持久性能没有影响。据文献[12]介绍，具有粗大树枝晶组织，持久强度较高，但塑性和疲劳性能要低一些。此外，粗大枝晶偏析对铸锭的锻造性能往往有不利影响。因此，生产中应力求避免粗大的枝晶偏析。

枝晶间距的大小，亦即枝晶偏析的程度，强烈地取决于钢液的冷却速度。随着冷却速度增加，枝晶间距直



a. G试剂电解腐蚀

×400



b. 10%草酸水溶液电解腐蚀

×35

图 6 涡轮盘中枝晶偏析区金相组织

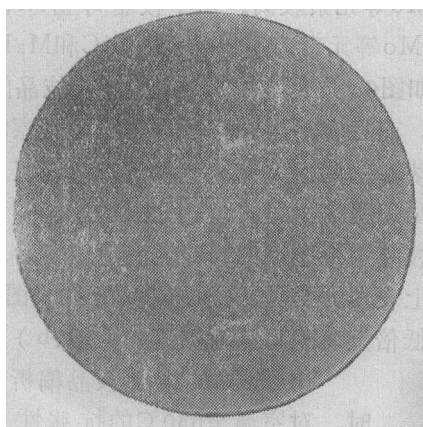
与减少或消除点状偏析是一致的。

三、 加热和锻造过程中出现的低倍缺陷

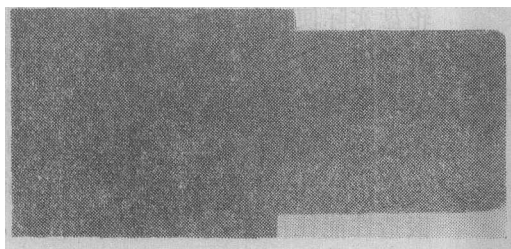
1. 炸裂

35Ni-15Cr型铁基高温合金曾先后四次在热处理过程中发现炸裂现象，129件涡轮盘坯中竟有35件开裂^[6]，约占27%。大多数裂纹盘坯都几乎沿直径或靠近直径裂成两半，有的两端尚有5毫米左右连结着（图8）。裂纹从盘坯中心向两边发展，断口上无肉眼可见缺陷，整个断口呈灰黑色，组织粗糙。

炸裂是由于热应力过大而引起的缺陷。金属坯料装入高温炉中，由于表面与中心温度差的存在，必然造成金属坯料或钢锭内部的热应



a. 90方试样车圆后的横低倍



b. 涡轮盘坯纵低倍（高向）

图 7

力减小^[12]、偏析减轻。因此35Ni-15Cr型合金自耗或电渣重熔过程中，应该选用适当尺寸的结晶器，严格控制冶炼工艺，减少输入电流，降低熔化速率，从而增大冷却速度，以减轻枝晶偏析。然后，选用合适的锻压比进行锻造，就可以消除或进一步减轻枝晶偏析。这些措施

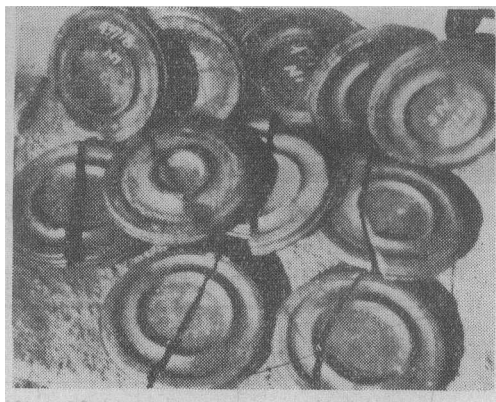


图 8 炸裂涡轮盘坯外貌

力。在升温过程中,坯料或钢锭中心由于温度低而受拉应力。例如炉温为 1227°C 时,直径为103厘米的镍基高温合金锭中心处计算的热应力最高可达140公斤/毫米²,超过该温度下合金屈服强度的5倍^[13]。35Ni-15Cr型合金涡轮盘的直径可达300~500毫米,厚度可达70~100毫米。而且装炉时几个盘坯摞在一起。如果装炉温度过高,升温速度太快,造成中心处拉应力超过该温度下材料的抗张强度,就会形成从中心开始的穿透性裂纹。

为了避免炸裂现象发生,必须严格控制装炉温度和升温速度^[6]。

2. 层状组织

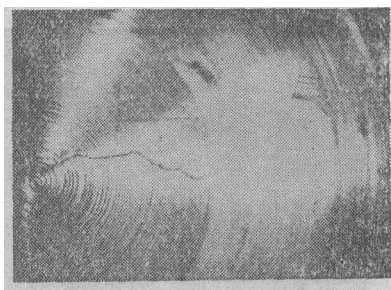
1971年机械加工35Ni-15Cr型合金涡轮盘时,有四个炉号的涡轮盘,均在涡轮盘圆心部位发现裂纹,在裂纹断口上呈现层状组织^[14]。以后又在导流盘坯上发现过。这种组织大多数靠近盘坯表面,也有在中心部位的,在热处理后往往沿层状组织裂成两半。层状组织的外貌见图9。



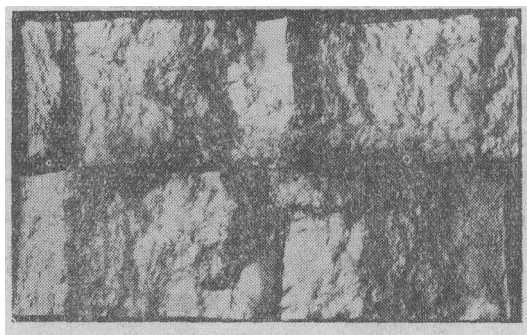
图9 导流盘坯中的层状组织

这种层状组织的金相和电子探针结果指出,它与合金表面氧化后的基体组织相似,靠近层状组织表面的颗粒,铝、钛、氧偏高,可以认为是氧化产物 Al_2O_3 和 TiO_2 ,而这些氧化物是在二次加热过程中产生的。模拟锻饼试验进一步证实了这一点。

取端面有十字裂纹的两个钢坯(图10a),将其中一件沿裂纹打断口,没有层状组织,金相观察断口附近的裂纹组织也不存在暗灰色及桔红色的氧化物颗粒。而将另一坯料按正常锻造工艺锻成圆饼,饼坯沿裂纹裂成两半,这时在圆饼断口中心原裂纹位置可见到明显的层状组织。在金相显微镜下观察,沿层状区表面有



a. 钢坯端面的十字裂纹



b. 钢坯沿裂纹打断口形态

图10

许多颗粒状桔红色氧化物。这些与机械加工过程中所见裂纹盘坯断口层状区组织一样。因此,可以认为,机械加工过程中所见涡轮盘裂纹,是由于原锻坯上存在的裂纹,在锻饼时沿流线方向变形,拉长和扩展,因而形成层状组织。裂纹的两个面在变形过程中互相摩擦,所以层状组织区比较光滑。另外,层状区的氧化物主要是在以后的锻饼或模锻或热处理过程中形成的。因此,与合金氧化后的表面组织一样。

加强对饼坯的探伤,将有裂纹的坯料报废,在模锻后即可避免层状组织。

3. 晶粒粗大

晶粒粗大也属于一种热加工引起的缺陷。35Ni-15Cr型铁基高温合金涡轮盘及拉紧螺栓曾出现过晶粒粗大(图11)。

35Ni-15Cr型合金的临界变形量为4~6%。而ЭИ437Б合金的则为3~10%,有时在15%左右还会出现晶粒突然长大。ЭИ787的临界变形量在10%左右,有时也会到15%^[7]。

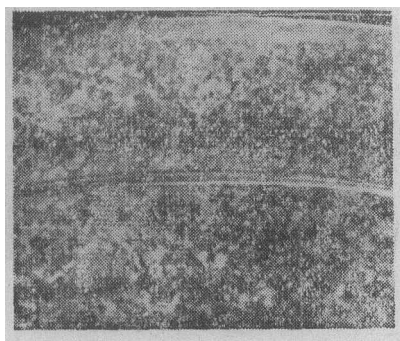


图 11 涡轮盘坯的粗大晶粒

显然, 35Ni-15Cr 型合金的临界变形量范围要比ЭИ437Б和ЭИ787合金窄而偏低。因此, 35Ni-15Cr型合金模锻涡轮盘或叶片过程中不容易出现粗大晶粒或晶粒不均匀。这是35Ni-15Cr型合金的特点之一。但某些自由锻盘坯中也出现过晶粒粗大。例如某厂生产新机涡轮盘, 由于盘坯较大, 用5吨蒸汽锤开坯后锻饼, 由于锻锤压力不够, 只能用垫铁, 锤头打垫铁, 垫铁压延盘坯。这样由于变形量小而进入临界变形范围, 致使晶粒粗大(图11)。采用模锻工艺, 避免变形量进入临界变形范围, 即可消除粗大晶粒。

4. 涡轮盘轮缘中心裂纹

1971年机械加工35Ni-15Cr型合金涡轮盘时, 超声波探伤发现个别盘坯轮缘有杂波, 拉棒槽时发现肉眼可见裂纹^[7]。这种裂纹产生在轮缘中心, 表面难以发现, 只有通过严格的超声波探伤或解剖零件才能发现。图12为轮缘中心裂纹外貌。高倍金相下观察为沿晶裂纹或孔洞。

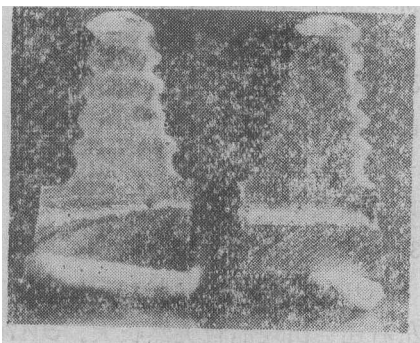


图 12 轮缘中心裂纹外貌

这种缺陷主要是由于模锻时加热温度偏高、局部过热造成的。涡轮盘的模锻试验^[7]证实了这一点。采用1140、1160、1180、1200℃加热, 按实际生产程序模锻。结果表明, 经1200℃保温模锻, 在轮缘部分出现了裂纹(图13), 再现了这一缺陷。为什么只在轮缘部分出现裂纹? 这是因为在模锻过程中, 由于热效应温度要回升, 变形量最大的轮缘部分, 温升也最高, 因而容易造成沿晶过烧裂纹。锻造温

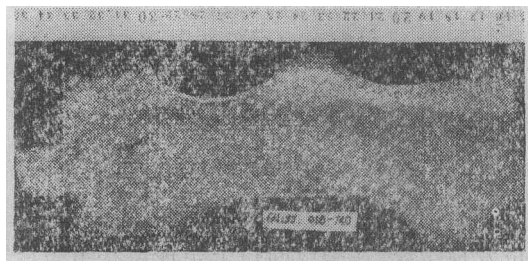


图 13 1200℃保温模锻后轮缘中心裂纹
度过高还能引起涡轮盘表面裂纹, 甚至出现过热过烧现象。

严格控制加热温度和开锻温度, 可以避免轮缘中心裂纹等缺陷。

35Ni-15Cr型铁基高温合金, 经过十七年来的生产和使用, 先后出现过上述缺陷, 经全国各有关兄弟单位的共同努力, 这些缺陷已基本认识, 并在实践中得到初步解决。

参 考 文 献

- [1] 郭建亭, 朱耀宵, 师昌绪, 金属学报, 10(1974), No.1, 74-98。
- [2] 铁基高温合金研究组, 郭建亭执笔, 金属学报, 14(1978), No.3, 227-238。
- [3] 郭建亭, 金属学报, 16(1980), No.1, 30-37。
- [4] 铁基高温合金研究组, 郭建亭执笔, 金属学报, 14(1978), No.4, 348-357。
- [5] 郭建亭, 金属学报, 15(1979), No.2, 203-214。
- [6] 郭建亭, 金属热处理, (1979), No.12, 23-29。
- [7] 金属研究所, 一种35Ni-15Cr型铁基高温合金汇编, 1974年10月。
- [8] 金属研究所, 大冶钢厂, 马钢公司, 点状偏析对一种35Ni-15Cr型铁基合金锻粗性能的影响 1975年。

航空橡胶对气相缓蚀剂的稳定性

李月怀

近几年来,国内外防腐技术采用了多效能气相缓蚀剂制造的气相缓蚀包封纸。英、美、日等国已将这种新技术广泛应用于航空及其它军用方面。当前,进一步提高气相缓蚀纸的多效能作用及延长封存期,是一些国家研究的新动向。

国内已研制出几种气相缓蚀纸(19#、W41、W45、8105)用于包封航空发动机及民用产品。空军采用19#气相纸包封修理的发动机,数量达几千台,三机部正进行19#气相纸包封发动机试验研究。为此,需要研究气相缓蚀纸气氛对航空橡胶性能的影响。本文就这方面提供一些研究结果。

本文提出七种不同类型的橡胶在三种条件下的试验结果:1.气相纸包封橡胶试验;2.橡胶浸于气相缓蚀剂溶液试验;3.试样放在发动机内,气相纸包封放在海南岛库内条件。(上述三种条件,温度分别为50℃、40℃,相对湿度为90%)此外,还进行了产品实际封存试验。

一、在气相纸包封条件下的性能

1. 两种不同硫化剂类型的氟橡胶(FX-2,

7270)随着时间延长强度略有下降,伸长率则稍有增加,硬度变化不大,如图1所示。

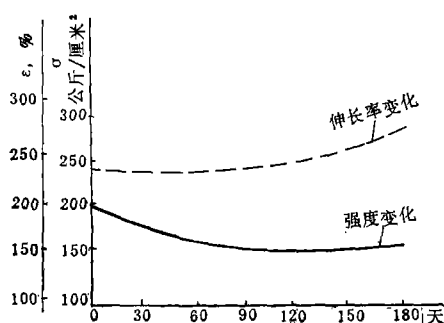


图1 FX-2氟橡胶在缓蚀纸介质中的性质变化

2. 两种丁腈硫化胶(5080、5870)及氯丁橡胶(4161)强度和伸长率随着时间延长有所降低,硬度略有增加。丁腈胶(5080)的变化见图2,氯丁胶(4161)的变化见图3。

3. 天然橡胶(1140)强度、伸长率(图4)和硬度均下降,试样接触19#纸处变黄。

4. 乙丙胶、硅橡胶、氯醇胶在气相纸包封中性能均无明显变化,见图5~7。

☆

☆

☆

☆

[9] 大冶钢厂,一种35Ni-15Cr型合金的点状偏析,1973年。

[10] 湘江机器厂中心试验室,关于一种35Ni-15Cr型合金涡轮盘出现的点状偏析缺陷及对高温持久性能影响的试验报告,1972年。

[11] 东安机械厂,金属研究所,枝晶偏析对一种

35Ni-15Cr型合金涡轮盘组织和力学性能的影响,1975年。

[12] Flemings, M.C., Met. Trans., 5(1974), 2121-2134.

[13] Sur, R.C., Met. Trans, 1(1970), 1881.

[14] 金属研究所,黎明机械厂,上钢五厂,一种35Ni-15Cr型合金的层状组织,1971年。