

运载火箭氢氧发动机推力室内壁用铜合金材料研究进展

A Review of Copper Alloy Used in the Liner Wall of the Main Combustion Chamber
for the LHx/LOx Engine of Carrier Rocket首都航天机械公司 邹鹤飞 徐坤和 张芹梅 李雪飞
北京宇航系统工程研究所 魏凯

[摘要] 阐述了氢氧发动机推力室内壁使用铜合金材料的国内外研究及应用进展。基于国内外研究工作,分析了3种合金不同的强化机制,总结了国内外3种合金的拉伸性能、疲劳性能、蠕变性能和高温抗氧化性能研究工作。

关键词: 氢氧发动机 铜合金 强化机制 力学性能 氧化性能

[ABSTRACT] Copper alloys, which are used in the liner wall of the main combustion chamber for the LHx/LOx engine, are expatiated in this paper. Based on these researches, the strengthening mechanisms of these copper alloys have been analyzed. The mechanical properties and the oxidation behavior of these copper alloys have been summarized in this paper.

Keywords: LHx/LOx engine Copper alloy Strengthening mechanism Mechanical properties Oxidation behavior

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.S2.050

氢氧发动机属于液体火箭发动机中的一种,液氢、液氧分别作为燃料和氧化剂。该发动机有3种循环方式:燃气发生器循环、分级循环和膨胀循环^[1]。美国的J-2、RS-68和欧空局的Vulcain氢氧发动机均采用燃气发生器循环系统;RD-0120、SSME和LE-7A均采用分级循环系统;第一台在火箭上实际应用的RL-10A-3-3氢氧发动机是膨胀循环系统^[1]。伴随航天领域对火箭运载能力的增大,膨胀循环系统的氢氧发动机无法满足大推力氢氧发动机的需求,国际上百吨级氢氧发动机普遍采用燃气发生器循环和分级循环^[1]。

氢氧发动机的真空推力增大,燃烧室热流越大、温度越高及室压越大,需要推力室内壁材料在高温工况下具备更优异的导热性、高低温强度、冷热低周疲劳性能等,还需与氢具有很好的相容性。YF-73、RL10系列氢氧发动机主燃烧室内壁均采用不锈钢内壁;当前我国氢氧发动机燃烧室内壁均采用铈无氧铜合金(Amzirc);

Vulcain/2/X、RS-68/A、STME、SSME、LE-7/A/X百吨级氢氧发动机主燃烧室内壁均采用银铈铜合金(Narloy-Z);俄罗斯的RD-0120百吨级氢氧发动机主燃烧室内壁采用铬青铜合金^[2]。除上述3种铜合金内壁,目前,NASA已开发出一种新型铜合金:GRCop-84(Cu8Cr4Nb)^[3]。下面本文将详细分析氢氧发动机主燃烧室内壁3种铜合金材料——Amzirc、Narloy-Z及GRCop-84。

1 强化机制

铈在固相铜中的极限溶解度为0.17%,室温下几乎没有铈溶解,Amzirc为含0.15%Zr的铜合金,为20世纪70年代末Taubenblat等开发并应用。该合金采用热处理和冷加工复合强化工艺,通过固溶处理使第二相粒子充分均匀融入基体内快冷至过饱和固溶体状态,经冷加工造成材料内部的位错缠结和亚晶界产生,阻碍位错的运动提高强度。冷变形后时效析出Cu₃Zr,进一步提升强度和热导性能^[4-7]。

Narloy-Z为含3%Ag和0.5%Zr的铜合金,是洛克达因公司(A division of Rockwell international)开发的^[8],提升了固溶时Zr在该合金中的溶解度,增强了析出强化作用;而且铈的加入使富银相均匀沉积并还原晶界处的Cu₂O,提升材料的高温塑性;时效热处理将使过饱和固溶体分解并析出第二相β-Ag和Cu₃Zr相,其析出强化较Amzirc更好^[4-5,8]。

GRCop-84为一种含8%Cr和4%Nb(原子数分数)的铜合金,为弥散和沉淀强化合金,美国NASA格林研究中心首次研究该合金并应用在火箭发动机内壁^[9-10]。合金中的Cr和Nb形成Cr₂Nb相,在超过1600℃时仍是稳定的,因此,GRCop-84为大量Cr₂Nb硬化相弥散强化铜合金。与此同时,Cr₂Nb硬化相能细化并控制铜的晶粒度,进一步提升铜合金的强度。

2 力学性能

2.1 拉伸性能

国外对3种合金已展开了大量拉伸性能研究工作,

图1为典型半硬状态(固溶退火+冷变形+370~427℃时效1h)的Amzirc不同温度下的应力-应变曲线^[5,11]。研究表明:随着温度的升高,拉伸强度逐渐下降,温度进一步升至755.4K(482℃)时,强度仅为27.6K时的一半。

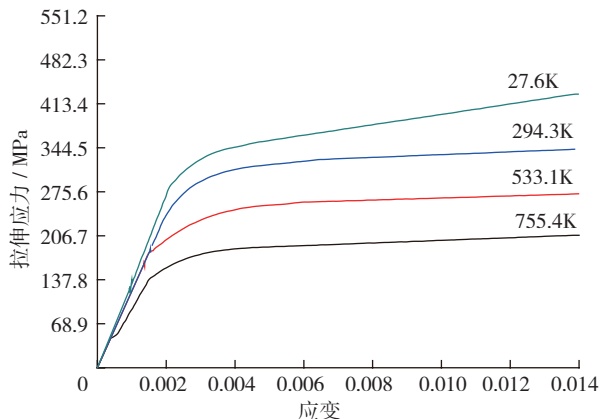


图1 Amzirc不同温度下的应力-应变曲线

Fig.1 Stress-strain curve of Amzirc under different temperature

Henry等^[10]的研究结果表明原始态Amzirc的强度接近500MPa,高于上述室温状态下材料的力学性能,可能是由于材料状态不一致导致的。原始态Amzirc经冷加工和935℃热处理后拉伸强度仅为230MPa,下降幅度近300MPa,表明冷加工后的高温热处理对材料的强度影响极大。

图2为不同试验温度下典型的Narloy-Z应力-应变曲线。最大拉伸强度伴随温度的提升而下降,类似于Amzirc。在低温阶段其拉伸性能下降幅度大于Amzirc^[4,12]。徐等的研究结果体现室温下Narloy-Z的拉伸强度和屈服强度均高于Amzirc,但是延伸率和断面收缩率要低于Amzirc^[13],与John等^[14]有一定的差异,与Robinson等^[15]的预测结果基本一致。研究表明:材料成形及后续材料状态对Narloy-Z的性能有一

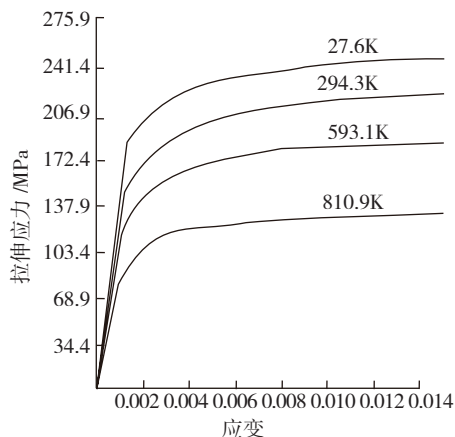


图2 Narloy-Z不同温度下的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curve of Narloy-Z under different temperature

定影响,真空等离子喷涂制备Narloy-Z性能与铸造性能基本一致,见图3,但在538℃的塑性要明显低于锻造的Narloy-Z,仅为55%~70%^[16]。

针对Narloy-Z拉伸性能,我国开展的研究工作非常有限,仅江苏科技大学和北京航天动力研究所开展室温和500℃下的拉伸性能,结果表明Narloy-Z的高温性能比Amzirc的高温性能高出50~60MPa^[16-19]。

图4为挤压成形GRCop-84不同温度下典型的应力-应变曲线,冷轧的GRCop-84呈现了一定的弹性变形区,对未经冷轧成形的合金屈服后能够迅速接近最大抗拉强度,随后发生10%以上塑性变形,合金才发生颈缩。比较屈服强度发现室温下冷轧态合金屈服强度高于热等静压、挤压态合金;伴随温度的升高,挤压态、冷轧态以及等静压态合金的屈服强度趋于一致。成形工艺分析表明颗粒的尺寸并不能明显影响挤压合金力学性能,但能影响真空等离子喷涂(VPS)成形的GRCop-84性能,颗粒为270目性能最佳,VPS成形的合金具备较好高温性能,且伴随成形后HIP时间的延长出现轻微下降^[20]。

William的轧制工艺研究结果证实了轧制温度、轧

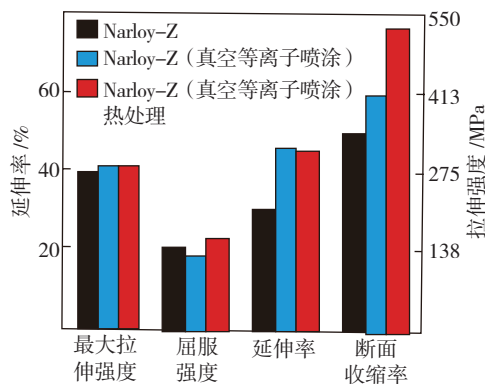


图3 不同工艺制造的Narloy-Z室温下的力学性能

Fig.3 Mechanical property of Narloy-Z with different manufacturing process at room temperature

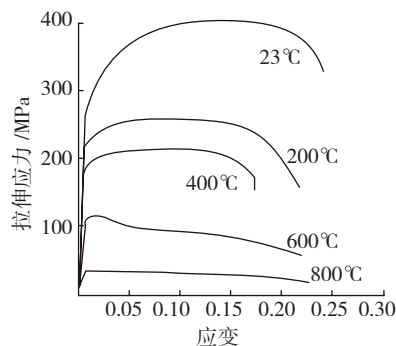


图4 挤压成形的GRCop-84不同温度下典型的拉伸曲线

Fig.4 Tension curve of GRCop-84 with press forming under different temperature

制变形量、轧制速度在一定范围内变化不能明显影响合金室温和高温的材料性能,轧制前的热处理工艺能轻微影响材料的性能。薄片试验结果也证实 200~600℃时经历冷变形的 GRCop-84 发生了再结晶,与纯铜的变化趋势基本一致,表明超过 200℃后,该合金不易通过冷变形加工提高材料的强度^[9,21]。

模拟焊接温度曲线热处理(935℃保温 22.5min)后,各合金出现屈服强度变化趋势见图 5。对比结果表明 935℃后 Amzirc 屈服强度下降幅度最大, Narloy-Z 和挤压态 GRCop-84 屈服强度下降幅度差异不大,等静压 GRCop-84 屈服强度下降幅度最小;经历模拟焊接热处理工艺后, Amzirc 的屈服强度最小, GRCop-84 的屈服强度最大^[22-23]。

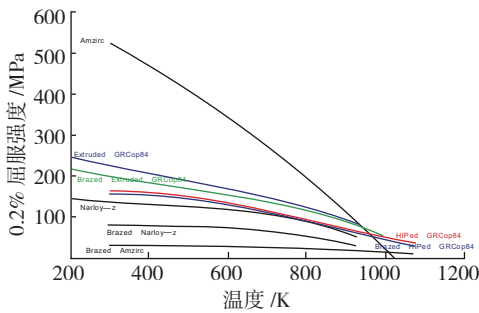


图5 不同铜合金在935℃热处理前后的屈服强度比较

Fig.5 Comparison of yield strength after heat treatment at 935℃ for copper alloy

2.2 低周疲劳

推力室身部工作时,燃气气壁侧因高温原因膨胀而冷却通道则收缩,形成一个大的热压应变使合金发生塑性变形。热疲劳后无氧铜推力室喉部比 Amzirc 和 Narloy-Z 更易出现“橘皮”粗糙现象。研究结果也表明无氧铜圆柱段推力室在 S/N 循环 220 周后出现失效,产生 0.51cm 疲劳裂纹^[7]。

图 6 和图 7 为典型室温、高温 Amzirc 的应力-应变疲劳曲线。在室温状态,初始疲劳循环过程中,最大应力接近 344MPa,而经过 1050 周疲劳后,最大应力小于 276MPa,说明在低周疲劳的过程中 Amzirc 发生了疲劳软化过程,但是软化现象并不是非常明显。当温度升高至 537.8℃进行热疲劳,初始疲劳循环过程的最大应力不到 160MPa,经 550 周疲劳后,合金的最大应力约 50MPa,降幅达到 110MPa 左右,疲劳循环软化现象较室温更为明显,见图 7^[4]。

Amzirc 在 800K 时的低周疲劳性能较 700K 好,与室温升至 537.8℃的疲劳寿命变化趋势不一致^[4,18]。断口分析结果显示 Amzirc 断口主要由纤维区和剪切唇区组成,大量的空洞和沿晶撕裂特征将呈现在纤维区,这些空洞中并没有观察到第二相粒子,不同于普通的韧

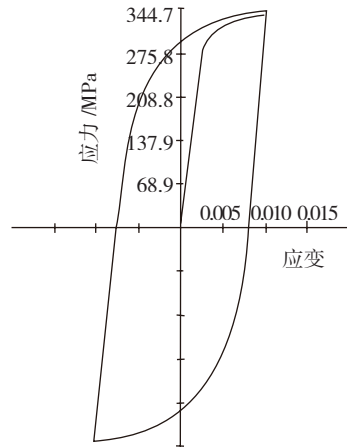


图6 Amzirc典型室温应力-应变疲劳曲线

Fig.6 Stress-strain fatigue curve of Amzirc at room temperature

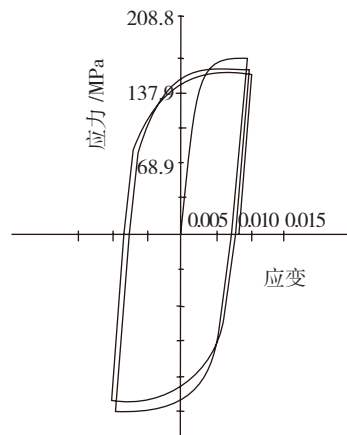
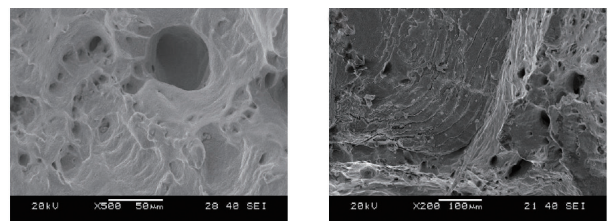


图7 Amzirc典型537.8℃应力-应变疲劳曲线

Fig.7 Stress-strain fatigue curve of Amzirc at 537.8℃

窝,剪切唇区形成具备典型沿晶疲劳裂纹的特征——许多相互平行的小平面,见图 8^[18]。伴随低周疲劳的应变越来越高,合金的疲劳寿命越来越低,与大部分合金的疲劳规律一致^[4]。而在一定应变范围内,400℃和 20℃的 Amzirc 疲劳寿命差异并不大。

图 9 为典型的 Narloy-Z 应力-应变疲劳曲线, Narloy-Z 在高温状态下,疲劳初始状态最大应力约 138MPa,相比 Amzirc,应变较大,而经历 100 周疲劳后,最大应力接近 120MPa,下降幅度不到 20MPa。其



(a) 纤维区 (b) 剪切唇区

图8 Amzirc合金700K下低周疲劳断口SEM图

Fig.8 Low-cycle fatigue fracture of Amzirc at 700K

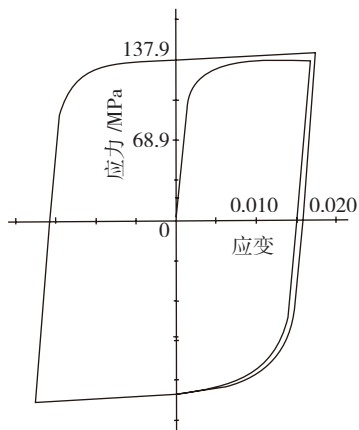
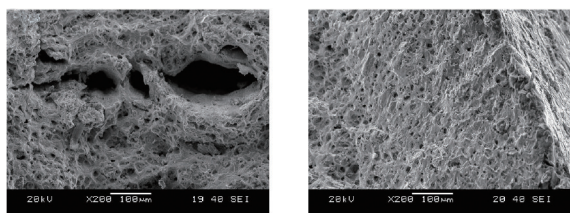


图9 Narloy-Z典型537.8°C应力-应变疲劳曲线
Fig.9 Stress-strain fatigue curve of Narloy-Z at 537.8°C

疲劳寿命与应变对数几乎呈直线关系,相比 Amzirc, Narloy-Z 的疲劳寿命要优于 Amzirc,与先前结果基本一致^[4,16]。一定应变范围内 Narloy-Z 不同温度下应变疲劳寿命差异不大,与 Amzirc 疲劳寿命趋势一致。丁等^[13]研究结果表明在相同控制应力条件下, Narloy-Z 的疲劳寿命较 Amzirc 长,而在相同控制应变条件下,铍铜的疲劳寿命高于 Narloy-Z。实际推力室内壁应该按控制应力水平设计,因此, Narloy-Z 应用于氢氧发动机具有更好的疲劳寿命和应用前景。

疲劳断口分析结果显示 Narloy-Z 的断口仍为纤维区和剪切唇两个区组成,没有明显的放射区存在,纤维区中为深度较浅的等轴韧窝。而纤维区中的裂纹大体上由不同尺寸的空洞连接而形成,并在周围分布大量微小空洞,见图 10^[18]。



(a) 纤维区 (b) 剪切唇区

图10 Narloy-Z合金700K下低周疲劳断口
Fig.10 Low-cycle fatigue of Narloy-Z at 700K

应变速率的改变研究结果表明,应变速率将明显影响 Narloy-Z 的疲劳寿命。伴随应变速率的增加,蠕变效应在疲劳寿命中的影响更大,疲劳寿命逐步增加。但是应变范围为 2.6% 时,在高、低应变速率区间, Narloy-Z 出现饱和效应,应变速率变化不能明显影响疲劳寿命,同时温度的升高对疲劳寿命的影响较小。而同样的饱和效应在 0.9% 应变范围对应的更高应变速率或更低应变速率也能发现相同规律,见图 11^[17,24]。

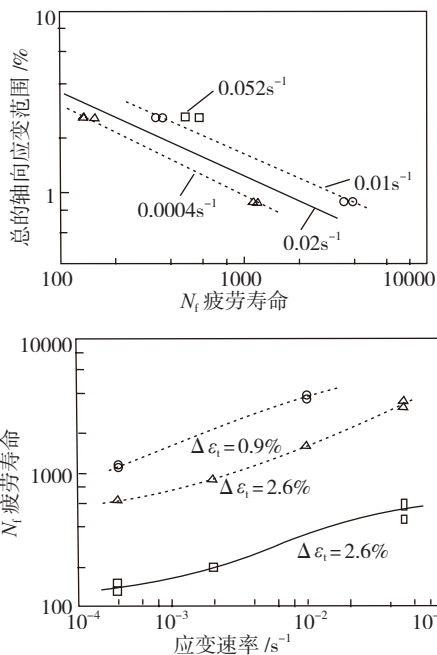


图11 银铍铜在538°C (氩气) 下应变速率对疲劳寿命的影响
Fig.11 Effect of strain rate on the fatigue life for Narloy-Z at 538°C

图 12 为 GRCo-84 室温下典型的疲劳应力-应变曲线,初始阶段伴随循环周次的增加,最大应变反而呈现提升的趋势^[25]。相比 Amzirc 和 Narloy-Z, GRCo-84 拥有优异的低周疲劳性能,室温 2% 应变范围内,GRCo-84 低周疲劳性能最差,基本等同于 Narloy-Z。降低应变范围,GRCo-84 的低周疲劳性能明显优于 Narloy-Z。由于 GRCo-84 中的 Cr₂Nb 颗粒含量大,易阻止材料的滑移,而 Narloy-Z 中的 Cu-Zr 相颗粒含量小并溶入基体内部,不易阻止合金疲劳过程中的滑移,GRCo-84 的高温疲劳寿命优势将更大^[25]。

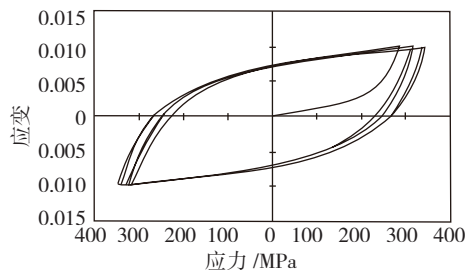


图12 GRCo-84室温下典型低周疲劳应力-应变曲线
Fig.12 Stress-strain curve of low-cycle fatigue of GRCo-84 at room temperature

图 13 总结了大量铜合金的低周疲劳曲线,挤压和热等静压成形的 GRCo-84 低周疲劳曲线伴随温度的变化没有明显的差异,但挤压成形的 GRCo-84 低周疲劳寿命优于热等静压成形的 GRCo-84; Amzirc、Narloy-Z 以及 GRCo-84 疲劳寿命相比, Amzirc 和 GRCo-84 具有优异的低周疲劳性能^[22]。

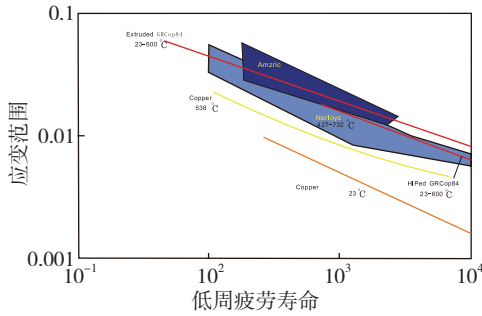


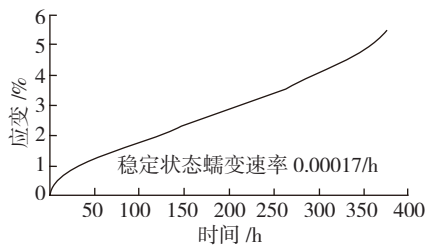
图13 铜合金的低周疲劳曲线

Fig.13 Curve of low-cycle fatigue for copper alloy

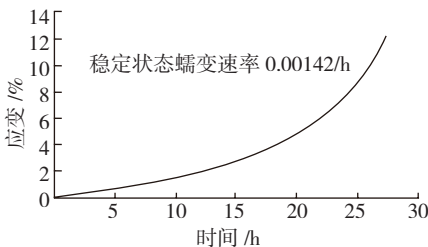
2.3 蠕变性能

氢氧发动机燃烧室工作温度较高,易发生另一个失效行为:蠕变断裂。当前我国氢氧发动机主要是一次使用,多次试车,试车时间有限,蠕变变形并不是非常明显,伴随我国往返重复运载器的发展,发动机需要多次使用,使用时间逐步延长,发动机的蠕变行为研究将显得越来越重要。国外开展 Narloy-Z 以及 GRCop-84 蠕变性能较多 [4,10,17,19,25-26]。国内仅北京航天动力研究所和江苏科技大学合作开展了部分 Amzirc、Narloy-Z 的蠕变行为研究工作 [18]。

图 14 为典型的 Narloy-Z 和 GRCop-84 蠕变的应变-时间曲线 [19,25]。在同样应力条件下, GRCop-84 蠕变寿命超出 Narloy-Z 蠕变寿命 1.5~2.5 倍, GRCop-84 达到 1% 蠕变变形所需时间比 Narloy-Z 时间超出 1~2 倍,说明 GRCop-84 的蠕变性能优于 Narloy-Z, 800℃ 时优势更为明显;但蠕变性能优势在 500℃~800℃ 优势有所下降。环境温度为 500℃ 时,在相同应力下,原始态 Amzirc 的应变速率是 GRCop-84 的两倍,而模拟焊接曲



(a) GRCop-84 合金 500℃ 72.9MPa



(b) Narloy-Z 合金 500℃ 72.9MPa

图14 典型的蠕变应变-时间曲线

Fig.14 Typical strain-time curve of creep

线后的 Amzirc 应变速率超出 GRCop-84 的两个数量级。显微分析结果表明 GRCop-84 中含有较大体积分数的沉淀相,尤其是温度超过 500℃,沉淀相的高温稳定性更为突出,而高温下 Narloy-Z 中的沉淀相将会逐步溶解入基体,此时 GRCop-84 比 Narloy-Z 展现更好的抗蠕变性能 [25]。

图 15 为 700K 下铜合金在不同应力水平下的蠕变曲线。由图可知,随着试验应力的增加,总应变呈上升趋势,并且应力越大,其初始应变及蠕变速率逐渐提高,曲线走势也更加陡峭,导致蠕变第一阶段时间缩短,蠕变第二阶段甚至完全不出现。对比 230MPa 下 Amzirc 和 Narloy-Z,前者的初始应变及初始蠕变速率均小于后者,而且第一阶段时间较后者长。从宏观蠕变曲线可知,Amzirc 的抗蠕变性能优于 Narloy-Z [18],不同于 NASA 的研究结果 [4]。显微分析结果表明蠕变后材料组织发生明显粗化现象,基体中残留的铅铜化合物将逐渐向基体中溶解,见图 16 (a);而 Narloy-Z 蠕变后随着温度的升高微观组织发生显著细化,见图 16 (b) [18]。

综上所述,研究结果表明 GRCop-84 的蠕变性能优于 Narloy-Z,而 Narloy-Z 的抗蠕变损伤性能在相同应力条件下稍逊于 Amzirc。

3 抗氧化性

推力室身部内壁与燃气直接接触区域的温度非常高,同时推进剂虽为富燃但仍有微量氧存在,因此,铜合

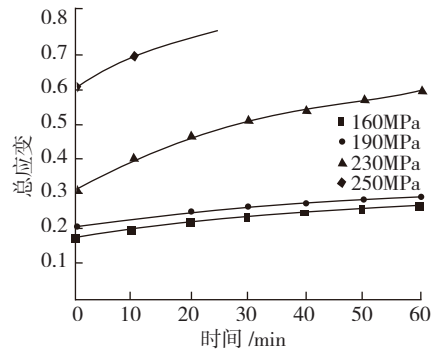
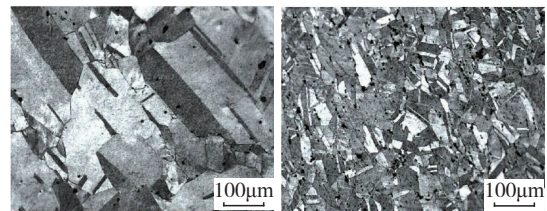


图15 不同应力水平下铜合金700K蠕变曲线

Fig.15 Creep curve of copper alloy under different stress at 700K



(a) Amzirc

(b) Narloy-Z

图16 不同应力水平下铜合金700K微观组织

Fig.16 Microstructure of copper alloy under different stress at 700K

金内壁在高温和微量氧复合作用下发生氧化现象。通过合金重量变化评价不同氧含量下无氧铜、Narloy 和 GRCoP-84 氧化行为,见图 17 所示。在标准大气压下,GRCoP-84 的氧化速率是三者中在试验温度区间内最慢,在高温(500~700℃)保温 50h 后,GRCoP-84 的抗氧化优势将进一步得到体现,仅为 Narloy-Z 和无氧铜氧化速率的 1/10;在体积百分比为 2.2% 的 O₂ 氛围下,伴随温度超过 550℃,GRCoP-84 的抗氧化性能优势更为明显,而无氧铜氧化速率出现明显升高;在 322 × 10⁻⁶ 氧氛围下,3 种合金的氧化速率的差异有所变化,甚至出现 Narloy-Z 在 600℃ 时的氧化速率最慢^[27]。

图 18 为铜合金氧气中氧化速率曲线。在氧气中,GRCoP-84 的氧化速率最慢。然而温度升高后,3 种合金氧化速率逐渐趋于一致。这一研究结果与 Ogbuji 的结果基本一致^[28-29]。进一步分析氧化形成的化合物,结果表明内层氧化膜为 Cu₂O,外层氧化膜为 CuO,厚度前者为后者的 50 倍左右^[28]。

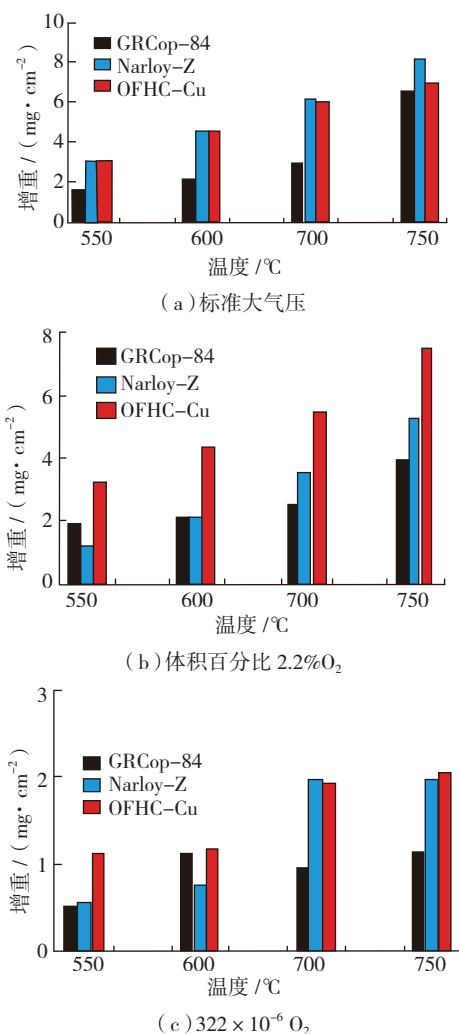


图17 不同氧氛围下合金的氧化行为
Fig.17 Oxidation of alloy under different atmosphere

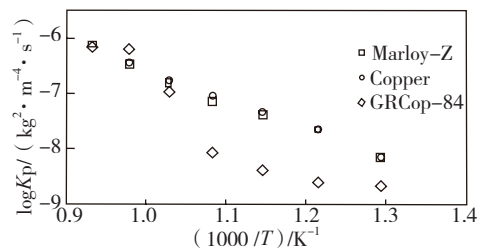


图18 合金的氧化温度曲线
Fig.18 Oxidation curve of alloy

4 结论

随着运载火箭发动机工况越来越恶劣,性能需求越来越高,对内壁材料的性能要求也越来越高。至今为止,氢氧发动机内壁材料经历了4个发展阶段:不锈钢 → Amzirc → Narloy-Z → GRCoP-84。国外早在20世纪80年代就已开展 Narloy-Z 内壁材料的工艺性能研究,已普遍应用于百吨级氢氧发动机等成熟型号;我国氢氧发动机内壁材料从早期的不锈钢发展到现在的 Amzirc 合金,并将 Amzirc 内壁材料应用于成熟型号上,但总体来说与国际航天强国的发动机性能发展和内壁材料应用研究仍存在较大差距。

参考文献

- [1] 朱森元. 氢氧火箭发动机及其低温技术. 北京: 国防工业出版社, 1995.
- [2] 丁兆波, 李怡. 国外大推力氢氧推力室制造技术现状与趋势. 航天制造技术, 2012(2):1-4.
- [3] DAVID L E, BRADLEY A L. Improvement of GRCoP-84 through the addition of zirconium. NASA, 2012.
- [4] ESPOSITO J J, ZABORA R F. Thrust chamber life prediction—mechanical and physical properties of high performance rocket nozzle materials. NASA, 1975.
- [5] 殷思敏. 银锆无氧铜的热加工工艺及组织与性能研究 [D]. 镇江: 江苏科技大学, 2011.
- [6] 肖世玲. Cu-Ag-Zr 合金组织与性能 [D]. 长沙: 中南大学, 2004.
- [7] QUENTMEYER R J. Experimental fatigue life investigation of cylindrical thrust chambers. AIAA, 1977.
- [8] SINGH J, JERMAN G, BHAT B N, et al. Microstructural evolution of NARloy-Z at elevated temperatures. NASA, 1993.
- [9] William S L, DAVID L E. GRCoP-84 rolling parameter study [R]. NASA, 2008.
- [10] HENRY C D, DAVID L E, WILLIAM S L. Comparison of GRCoP-84 to other Cu alloys with high thermal conductivities. Journal of Materials Engineering and Performance, 2007(4):594-606.
- [11] ARMSTRONG W H. Structural analysis of cylindrical thrust chambers final report [R]. NASA, 1981.
- [12] SUZANNE F, SCOTT C, DON U. Covering achievements of the use air force thrust cell technologies program and light weight thrust chamber assembly program. Covering Achievements of the US Air Force Thrust Cell Technologies Program & Light Weight Thrust Chamber Assembly Program, 1999.

[13] 丁兆波, 孙纪国, 吕艳. 氢氧推力室内壁用铜合金疲劳及蠕变性能对比试验研究. 航天推进与动力, 2012,6:1.

[14] JOHN M K, GEORGE A R. Conventionally cast and forged copper alloy for high-heat-flux thrust chambers. NASA,1987.

[15] ROBINSON D N, ARNOLD S M. Effects of state recovery on creep buckling under variable loading. NASA,1990.

[16] SHIH C I. High temperature low cycle fatigue mechanisms for nickel base and a copper base alloy. NASA,1982.

[17] CONWAY J B, STENTZ R H, BERLING J T. High-temperature, low-cycle fatigue of advanced copper-base alloys for rocket nozzles: Part 1 Narloy Z. NASA,1974.

[18] 张超. 航天动力系统用铜合金材料的高温力学行为研究[D]. 镇江: 江苏科技大学, 2010.

[19] Creep testing of high-temperature Cu-8Cr-4Nb alloy completed[EB/OL]. (1995-01-01) [2005]. <http://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20050169179>.

[20] ROBERT H, TIMOTHY M. Materials properties of vacuum plasma sprayed Cu-8Cr-4Nb for liquid rocket engines. AIAA,2001.

[21] DAVID L E, WILLIAM S L, YUN H M. Tensile properties of GRCop-84. NASA, 2012.

[22] DAVID L E. GRCop-84 a high-temperature copper alloy for high-heat-flux applications. Bibliogov, 2013.

[23] HENRY C D, DAVID L E, WILLIAM S L. Comparison of GRCop-84 to other high thermal conductive Cu alloys. NASA, 2007.

[24] CONWAY J B, STENTZ R H, BERLING J T. High temperature, low-cycle fatigue of copper-base alloys for rocket nozzles:Part 2 Strain range partitioning and low-cycle fatigue results at 538 °C. NASA,1973.

[25] DAVID L E, GARY M M. Mechanical and thermal properties of two Cu-Cr-Nb alloys and Narloy-Z. NASA,1996.

[26] BADLANI M L, POROWSKI J S, O'DONNELL W J, et al. Development of a simplified procedure for rocket engine thrust chamber life prediction with creep. NASA,1983.

[27] Thomas-Ogbuji L U. Oxidation behavior of GRCop-84 copper alloy assessed. NASA Glenn Research Center, 2006.

[28] Thomas-Ogbuji L U, Humphrey D L. Oxidation behavior of GRCop-84(Cu-8Cr-4Nb) at intermediate and high temperatures. NASA, 2000.

[29] Thomas-Ogbuji L U. The General oxidation behavior of Cu-8Cr-4Nb[C]. Conference: High Temperature Corrosion and Materials Chemistry, 1998.

(责编 李丹)

(上接第 45 页)

任务的重要保障,将影响飞行器的综合性能、可靠性、安全性、维修性和环境适应性等诸多指标。借鉴国内外先进热防护材料技术,有助于缩短研制周期、节省研制经费,有助于研制出先进可靠的高超音速飞行器。

参考文献

[1] 韩民, 薛耀辉, 李建生. 导弹气动热防护材料设计. 弹箭与制导学报, 2006, 26(3):59-60.

[2] 肖军, 苏力宏, 张秋禹, 等. 空射导弹弹体用树脂基复合材料的应用和进展. 航空兵器, 2001(5):35-38.

[3] 郭振华, 董长虹. 关于高超声速飞航导弹总体设计问题的探讨. 飞航导弹, 1999(3):9-13.

[4] 邱惠中, 江辉. 国外巡航导弹用材料及工艺. 宇航材料工艺, 1998(4):9-14.

[5] 姜贯涛. 钛合金研究应用现状及其发展趋势. 钛工业进展, 2003(2):9-13.

[6] 王百亚, 王秀云, 张炜. 一种航天器用外热防护涂层材料研究. 固体火箭技术, 2000, 28(3):216-218.

[7] 杨亚政, 杨嘉陵, 方岱宁. 高超声速飞行器热防护材料与结构的研究进展. 应用数学和力学, 2008, 29(1):47-56.

[8] 金玲, 王安龄, 桂业伟, 等. X43 高超声速飞行器的飞行热走廊研究. 工程热物理学报, 2007, 28(2):325-327.

[9] 史丽萍, 赫晓东. 可重复使用航天器的热防护系统概述. 航空制造技术, 2004(7): 80-88.

[10] 王安龄, 桂业伟, 贺立新, 等. 采用非均匀防热材料进行高速飞行器防热设计的防热效果研究. 工程热物理学报, 2007, 28(4):655-657.

[11] 李斌, 张长瑞, 曹峰, 等. 高超音速导弹天线罩设计和制备中的关键问题分析. 科技导报, 2006, 24(8):28-31.

[12] 肖军, 高雪梅, 杨庆贺. 机载导弹非金属材料的使用寿命. 航空兵器, 2004(2):38-41.

(责编 大漠)

(上接第 49 页)

glasses for high temperature applications. Journal of the European Ceramic Society, 1999, 19(6/7):1101-1104.

[25] MA W M, WEN L, GUAN R G. Sintering densification, microstructure and transformation behavior of $Al_2O_3/ZrO_2(Y_2O_3)$ composites. Materials Science and Engineering A, 2008, 477(1/2):100-106.

[26] JIMENEZ-MELENDI M, HANEDA H, NOZAWA H. Ytterbium cation diffusion in yttrium aluminum garnet (YAG)-implications for creep mechanisms. Journal of the American Ceramic Society, 2001, 84(10):2356-2360.

[27] CHEN M W, QIU H P, JIAO J. Preparation of high performance SiC_f/SiC composites through PIP process. Key Engineering Materials, 2013, 544: 43-47.

[28] MILLER J H, LIAW P K, LANDS J D. Influence of fiber coating thickness on fracture behavior of continuous woven Nicalon[®] fabric-reinforced silicon-carbide matrix ceramic composites. Materials Science and Engineering A, 2001, 317:49.

[29] 周洋, 周万城, 罗发. SiC_f/SiC 复合材料 BN 界面相研究进展. 材料导报 A, 2013, 27(7):10-15.

[30] 刘海韬, 程海峰, 王军. SiC_f/SiC 复合材料界面相研究进展. 材料导报, 2010, 24(1):10-15.

[31] RICHARD E T. Recent developments in fibers and inter-phases for high temperature ceramic matrix composites. Composites: Part A, 1999, 30(4):429-437.

[32] TRUSTY P A. Novel techniques for manufacturing woven fiber reinforced ceramic matrix composites I: preform fabrication. Materials and Manufacturing Processed, 1995, 10(6):1215-1226.

[33] 王利明. 溶胶凝胶法制备连续莫来石纤维的研究[D]. 上海: 东华大学, 2005.

[34] CHEN X T, GU L X. The sol-gel transition of mullite spinning solution in relation to the formation of ceramic fibers. Journal of Sol-Gel Science and Technology, 2008, 46:23-32.

[35] 张剑峰. 连续氧化铝基纤维的制备研究[D]. 济南: 山东大学, 2004.

(责编 李丹)