

时效时间对高压气瓶用 Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al 合金冷轧管显微组织与力学性能的影响

张士卫

(中国空空导弹研究院, 洛阳 471009)

[摘要] 研究了时效时间对高强高韧 Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al 合金冷轧管显微组织与力学性能的影响。结果表明: 560℃保温, 在 1h 之内, 冷轧管内 α 析出相尺寸和相含量迅速增大, 冷轧管的抗拉强度受 α 析出相含量和大小以及位错与孪晶等畸变能的影响, 先升高后下降, 塑性仅受 α 析出相的含量和大小的影响, 迅速升高; 1~4h 之间, α 析出相长大速度变缓, α 析出相含量增加速度显著变慢, 抗拉强度仅受 α 析出相含量和大小的影响, 先升高后下降, 塑性继续升高到峰值; 4~24h 之间, α 析出相含量增加速度非常缓慢, α 析出相长大速度更加缓慢, α 析出相粗化, 抗拉强度下降, 塑性下降, 发生过时效。

关键词: Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al; 高压气瓶; 冷轧管; 时效时间; 显微组织; 力学性能; 过时效

Effect of Aging Time on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al Alloy Cold Rolling Tube for High Pressure Gas Cylinder

ZHANG Shiwei

(China Airborne Missile Academy, Luoyang 471009, China)

[ABSTRACT] The effect of aging time on microstructure and mechanical properties of Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al alloy tube prepared by cold rolled for high pressure gas cylinder was investigated in this paper. The results show that α phase size and phase content of cold rolling tube increased rapidly in 1 hours at 560 °C, and the tensile strength firstly increased and then decreased because which was affected by the size and content of α precipitates and dislocations and deformation twins, furthermore, plastic increased rapidly only owing to α phase size and phase content. Alpha precipitates grew slower and α phase content increased slower in 1-4 hours, and the tensile strength firstly increased and then decreased because which was only affected by α phase size and phase content, meanwhile, plasticity continued to rise to the peak. Although α precipitates size and phase content most slowly increased in 4-24 hours, but both of the tensile strength and plasticity decreased because of the coarsening α phase, in other words, over aging occurred.

Keywords: Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al; High pressure gas cylinder; Cold rolling tube; Aging time; Microstructure; Mechanical property; Over aging

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2018.21.084

随着战争理念的更新发展, 新一代战机更强调隐身、远距(超远距)攻击、超音速巡航及超音速机动等能力的要求, 在飞机发展的同时各种超音速和极速导弹应运而生, 为适应载机和导弹快速发展的需求, 机载导弹发射装置也得到了极大的发展, 多种新型机载导弹发射装置不断涌现, 其研制和开发工作一直受到世界各国空军的高度重视^[1-4], 其中, 导弹发射装置的减重一直是研究的重要内容。高压气瓶是导弹发射装置中一个重要部件, 主体部分是 PH15-5 冷旋压钢管, 采用钛合金材料

同尺寸同强度替代合金钢, 重量可节省 42%, 减重效果非常可观。

我国钛及钛合金管材的研制与开发始于 20 世纪 60 年代, 经过 60 多年的发展, 制备 TA2、TA18、TC2、TC4 等 α 钛或两相钛合金管材的技术及市场已经成熟^[5-11], 而高强钛合金管材研究与开发处于初级推广阶段, 北京有色金属研究总院的于顺兵等采用斜轧穿孔工艺制备了 TB2 管材^[12], 高莹等在热穿管基础上采用冷轧工艺制备出 $\phi 43\text{mm}$ (外径) $\times \phi 35\text{mm}$ (内径) 的

TB2 管材^[13],西北有色金属研究院赵彬等采用 2500t 卧式挤压工艺制备了 Ti-1300 管材^[14],赵恒章等采用斜轧穿孔工艺制备了 Ti-26 管材^[15-16]。

Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al 钛合金是北京有色金属研究总院于 2006 年研制的新型材料,是拥有自主知识产权的亚稳定 β 高强高韧钛合金,国家牌号为 TB16,研究开发的目的是替代航空领域中广泛应用的沉淀硬化型不锈钢 PH15-5。该材料具有比强度高、淬透性好、热加工工艺性能和机加工性能优异、强塑性配比优异等一系列优点,是理想的结构材料。

本文采用 Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al 合金,通过挤压工艺与冷轧工艺相结合,制备出高压气瓶用的冷轧管材,管材尺寸精度和直线度等同于原不锈钢管,研究时效时间对冷轧管显微组织与力学性能的影响,以期保证后续应用中的安全性要求。

1 试验

试验所用的原料选用高品位海绵钛、MoAl、VAI 等中间合金,压制电极后,通过 3 次熔炼成尺寸为 $\phi 600$ mm 铸锭,成分如表 1 所示,在 1100~1200 °C 之间开坯锻造成 $\phi 450$ mm 方坯,下料后打磨掉氧化皮,在 1000~1100 °C 之间锻造成 $\phi 300$ mm 棒材,然后下料、机械加工,制备挤压管坯,外面包 316L 不锈钢,在 6300 t 卧式挤压机上于 900~1000 °C 之间制备 $\phi 120$ mm (外径) $\times \phi 100$ mm (内径) $\times L$ (长度) 管材。在皮尔棍轧机上开坯冷轧,真空炉退火,然后在两棍轧机上冷轧,再真空退火,经过多道次轧制,每道次变形率控制在 30%~60% 之间,最后获得 $\phi 89$ mm (外径) $\times \phi 85$ mm (内径) $\times L$ (长度) 冷轧管材。垂直于轧制方向取样,制备力学拉伸试样和金相试样,冷轧管热处理在真空炉中进行,温度为 560 °C,时间为 0.15h (9min)、0.3h (18min)、0.5h (30min)、1h、2h、4h、8h、12h、16h、24h。

金相组织照片在 DMI3000 观察,SEM 照片在 JSM-7001F 扫描电镜观察,力学性能的测试在 AG-50KNE 试验机上进行 (GB/T228—2002),Al、Cr、V、Mo 元素测定采用电感耦合等离子体发射光谱仪 (ICP-AES),Fe 元素测定采用光度法 (GB/T4698—96),C 元

表1 合金铸锭化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of ingot %

Elements	Mo	V	Cr	Al	Fe	C	N	H	O
Up	4.99	4.95	5.95	3.01	0.040	0.020	0.021	0.004	0.08
Mid	4.95	5.02	5.98	3.09	0.039	0.016	0.019	0.0041	0.08
Down	5.05	4.99	6.01	2.93	0.033	0.015	0.016	0.003	0.07

素测定采用高频燃烧-红外法 (ASTME1941-2004),H 元素测定采用惰气脉冲红外法 (ASTME1447-2005),O 和 N 元素测定采用惰气脉冲红外热导法 (ASTME1409-2005)。

2 结果与讨论

2.1 时效时间对管材力学性能的影响

图 1 所示为 Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al 钛合金冷轧管在 560 °C 保温,时间为 0.15h (9min)、0.3h (18min)、0.5h (30min)、1h、2h、4h、8h、12h、16h、24h 的力学性能变化规律,左纵坐标为管材的强度,右纵坐标为断后延伸率。可见,时间对抗拉强度和屈服强度的影响变化是一致的,从 0.15~0.5h,强度急剧升高,抗拉强度从 1162MPa 升高到 1422MPa;当保温时间为 1h 时,强度迅速下降,抗拉强度下降到 1288MPa;然而,当保温时间延长到 2h 时,强度迅速升高,抗拉强度升高到 1380MPa;当保温时间延长到 4h 时,强度又迅速下降,抗拉强度下降到 1263MPa;随后,随着时间的延长,强度缓慢下降,到保温时间为 24h 时,抗拉强度下降到 1188MPa。断后延伸率随保温时间的变化规律和强度的变化有所不同,在 4h 之内时,延伸率随着时间的延长迅速上升,从 0.15~4h,断后延伸率从 0.8% 升高到 12%,而且,断后延伸率的斜率随着保温时间的延长,斜率下降。保温时间超过 4h,随着保温时间的延长延伸率降低,从 4~24h,断后延伸率从 12% 降到 3%。当时效时间延长时,强度和塑性同时下降,说明材料已经过时效。

2.2 时效时间对管材显微组织的影响

冷轧管在真空炉中从室温升温到 560 °C,保温时间分别为 0.15h (9min)、0.3h (18min)、0.5h (30min)、1h、2h、4h、8h、12h、16h、24h,图 2 为 5000 倍的 SEM,由于析出相非常细小,只能看到随着时间的增加,

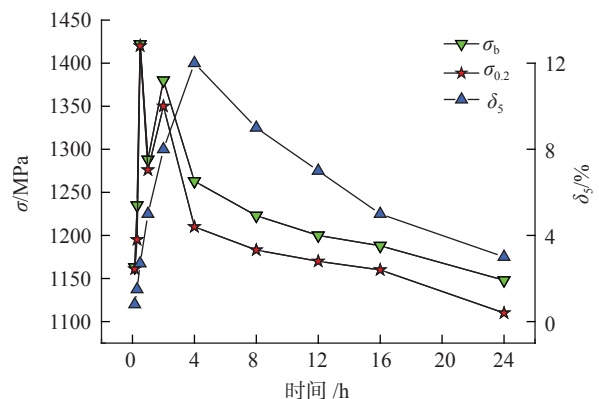


图1 冷轧管力学性能随时间的变化

Fig.1 Change of mechanical properties of cold rolled tube over time

析出相长大,然而,析出相的大小、分布、数量却观察不清,因此,对显微组织进一步放大。图3为40000倍的SEM,可以清楚地分析出相的数量和尺寸,通过XRD分析 α 相含量,通过Image-pro plus软件分析 α 相平均尺寸。

由图3可知,在560℃保温0.15h(9min),在 β 相基体上均匀析出细小弥散蠕虫状的 α 相,由XRD分析可以得出 α 相含量为11%,把蠕虫状 α 相看作长方形,由Image-pro plus软件分析 α 相的平均尺寸是长约100nm,宽约7nm;当560℃保温0.3h(18min), α 相的析出形貌没有变化,然而, α 相尺寸长大,长约150nm,宽约15nm, α 相含量为17%;当560℃保温延

长到0.5h(30min)时, α 相的析出形貌仍然没有变化, α 相尺寸长大为长约200nm,宽约20nm, α 相含量增大为30%;当560℃保温延长到1h时,在 β 相基体上大部分是蠕虫状 α 相,同时还有短棒状 α 相, α 相尺寸长大却不显著,长约250nm,宽约25nm, α 相含量为40%;当560℃保温延长到2h时,在 β 相基体上析出是短棒状 α 相, α 相尺寸长大却不显著,长约300nm,宽约30nm, α 相含量为48%;当560℃保温延长到4h时,短棒状 α 相的长宽比变小,长约300nm,宽约40nm,开始有球形 α 相出现,直径约50nm, α 相含量为55%;当560℃保温延长到8h时, β 相基体上主要是短棒状 α 析出相,长约400nm,宽约55nm, α 相含量为58%;

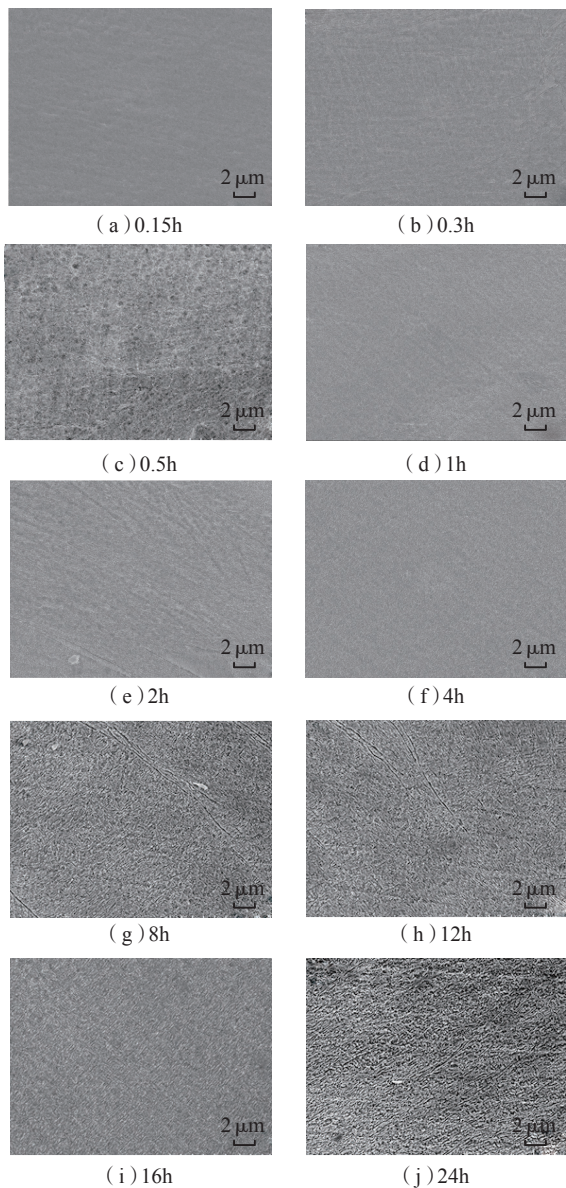


图2 Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al钛合金显微组织(5000倍)
Fig.2 Microstructures of Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al titanium alloy
($\times 5000$)

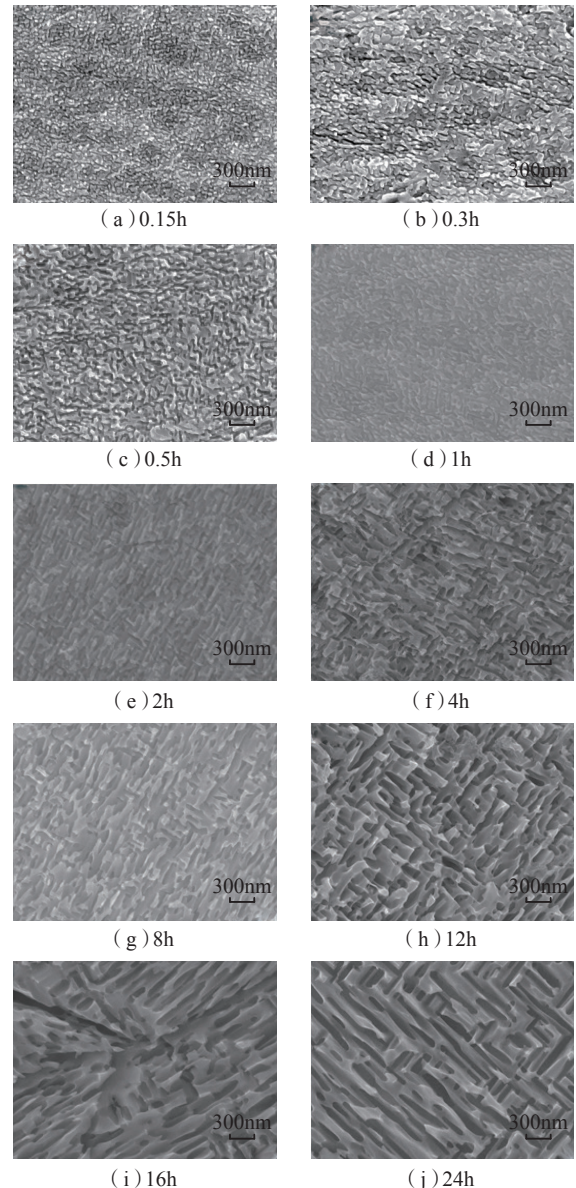


图3 Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al钛合金显微组织(40000倍)
Fig.3 Microstructures of Ti-5Mo-5V-6Cr-3Al titanium alloy
($\times 40000$)

当 560℃保温延长到 12h 时, β 相基体上主要是短棒状 α 析出相,长约 400nm,宽约 60nm, α 相含量为 60%;当 560℃保温延长到 16h 时, α 析出相显著长大,长约 500nm,宽约 70nm, α 相含量为 61%;当 560℃保温延长到 24h 时, α 析出相继续长大,长约 600nm,宽约 80nm, α 相含量为 63%。图 4 所示为 α 相含量和 α 相宽度在 560℃保温随时间变化的关系图。

2.3 分析与讨论

冷轧管在 560℃保温,力学性能随时间的变化规律如图 1 所示,显微组织的变化比较复杂,其中不但有位错和孪晶等缺陷随时间的变化,还有析出 α 相随时间的变化,而且,由于 α 相非常细小,尺寸为纳米 (nm) 级别,必须通过扫描电镜才能观察到,如图 3 所示,然而,在扫描电镜下,却观察不到位错和孪晶等缺陷的变化。因此,分析冷轧管力学性能随时间变化规律,必须要和显微组织结构中缺陷变化与相结构变化结合起来进行研究。

图 5 所示为冷轧管材和管坯的金相组织照片。图 5 (a)是放大 100 倍的冷轧管金相照片, β 晶粒被拉长,晶粒内部分布孪晶(如图中点 1 和点 2)和位错线(如图中点 3),在某些晶界处有位错团聚(如图中点 4)。图 5 (b)是放大 100 倍的管坯金相照片, β 晶粒为多边形形状,晶粒内部无析出相,晶界平直,无晶格畸变区。对管坯和冷轧管材进行力学性能分析,得到管坯的抗拉强度为 850MPa,屈服强度为 765MPa,断后延伸率为 16%,冷轧管材的抗拉强度为 1102MPa,屈服强度为 1026MPa,断后延伸率为 11%。管坯通过冷轧变形,抗拉强度升高 252MPa,断后延伸率减少 5%,这是由于在冷轧变形过程中,管材在轧制力的作用下塑性变形,金属材料属于多晶体的材料,各个晶体在外力作用下不能协调变形,从而导致了位错与孪晶的产生,使冷轧管材加工硬化。

通过比较图 1 和图 4,并结合显微组织图 3 和图 5,可以分析在 560℃保温,随着时间的变化,冷轧管显微组织结构与力学性能的变化如下:当保温时间从 0.15h 延长至 0.5h 时,由图 3 (a)~(c)可知, β 晶粒上析出细小弥散蠕虫状的 α 相, α 相宽度从 7nm 长到 20nm, α 相含量从 11% 增加到 30%,抗拉强度从 1162MPa 迅速升高到 1422MPa,断后延伸率从 0.8% 升高到 3%;然而,当保温时间为 1h 时,由图 3 (d)可知析出 α 相宽度长到 25nm, α 相含量增加到 40%,抗拉强度迅速下降,降低到 1288MPa,塑性仍然升高,增大到 5%;当保温时间为 2h 时,由图 3 (e)可知析出 α 相宽度长到 30nm, α 相含量增加到 48%,抗拉强度迅速升高到 1380MPa,塑性仍然升高,增大到 8%;当保温时间为 4h 时,由图 3 (f)可知析出 α 相宽度长到

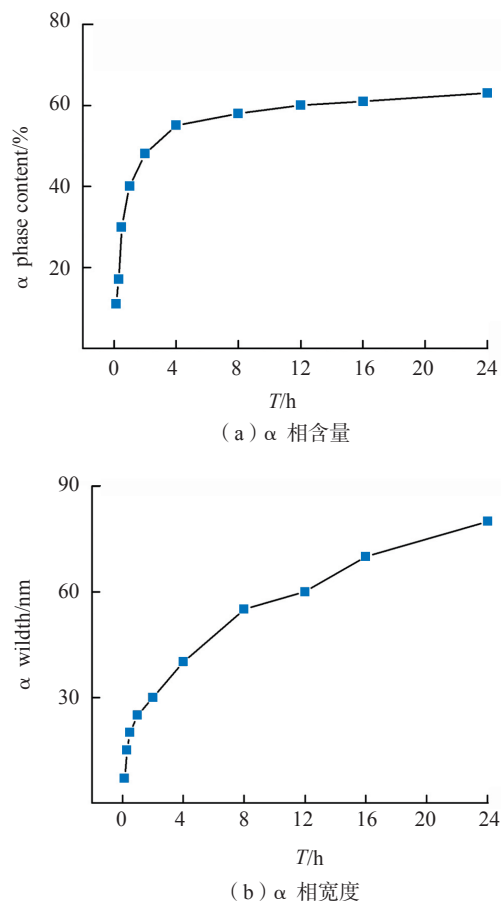
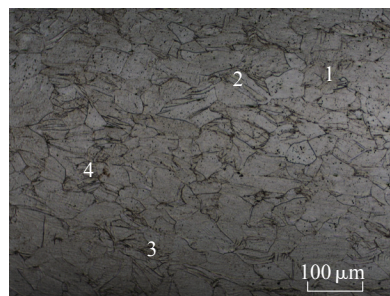
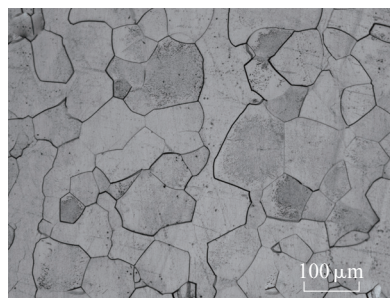


图4 α 相随时间变化

Fig.4 Variation of α phase over time



(a) 冷轧管材



(b) 管坯

图5 冷轧管材与管坯金相图

Fig.5 Metallographic microstructure of cold-rolled seamless and tube blank

到 40nm, α 相含量增加到 55%, 此时抗拉强度又迅速下降到 1263MPa, 塑性增大到 12%; 当保温时间从 8h 延长至 24h 时, 析出 α 相宽度从 55nm 长大到 80nm, α 相含量从 58% 增加到 63%, 抗拉强度从 1223 下降到 1148MPa, 塑性从 9% 下降到 3%。

从以上分析可以知道, 在 560℃ 保温, 随着保温时间的延长, α 析出相的长大速率和相含量的增加速率是不一样的: 在 1h 之内, α 析出相迅速长大, 大致斜率约为 10nm/h, 1~4h 之间, α 析出相长大速度变缓, 大致斜率约为 5nm/h, 4~24h 之间, α 析出相长大速度更加缓慢, 大致斜率约为 3nm/h; 在 1h 之内, α 析出相含量迅速增大, 大致斜率约为 35%/h, 1~4h 之间, α 析出相含量增加速度显著变慢, 大致斜率约为 5%/h, 4~24h 之间, α 析出相含量增加速度非常缓慢, 大致斜率约为 0.4%/h。这说明, 在 560℃ 保温时, 由于位错与孪晶等缺陷的存在, α 相优先在这些高能区形核并长大, 随着保温时间的延长, 这些位错与孪晶等畸变区开始减少, 无畸变的 α 相开始增多, 由 α 析出相的长大速率和含量增加速率可知, 当保温时间为 1h 之内时, α 相的长大速率和含量增加速率最大, 说明这个时间段冷轧管内存在位错与孪晶等畸变, 当保温时间在 1~4h 之间时, α 相长大速率迅速下降, α 相含量增加速率下降得更快, 可以认为这个阶段位错与孪晶等畸变区已消失, 此时 α 相析出和长大的驱动力是热能和平衡相变能, 当保温时间在 4~24h 之间时, α 相长大速率又进一步下降, α 相含量以极其缓慢的速率增加, 这说明 α 相析出和长大的驱动力主要是热能。通过组织结构和位错与孪晶等缺陷的变化规律, 分析随着保温时间的延长, 冷轧管力学性能的变化。抗拉强度从 1163MPa (0.15h) 迅速升高到 1422MPa (0.5h), 然后又迅速下降到 1288MPa (1h), 在这个阶段影响力学性能的因素有: α 相含量、 α 相大小和位错与孪晶等畸变能, 其中, α 相含量和 α 相大小随着时间的延长迅速增多, 而畸变能随着时间的延长而迅速下降。当保温时间为 0.5h 时, 大量细小弥散的 α 相析出迅速提高了材料的强度, 同时还有大量畸变能的存在, 使得冷轧管材的抗拉强度以极快的速率升到 1422MPa, 随着时间的延长, α 相继续析出并长大, 位错与孪晶等畸变能继续减少, 当保温时间为 1h 时, 畸变能已经减少到不能对材料的强度施加影响, 此时仅仅是 α 析出相的含量和大小影响材料的强度, 抗拉强度下降到 1288MPa。随着时间的延长, α 相继续析出并长大, 此时影响材料强度的只有 α 析出相的含量和大小, 当保温时间为 2h 时, α 相析出含量足够多, 此时 α 相大小也足够小, 抗拉强度又攀升到 1380MPa, 随着时间的延长, α 相继续析出并长大, 当保温时间

为 4h 时, α 相析出量已经接近该合金在该温度下达到的平衡状态, α 析出相的长大使得 α 相颗粒粗化, 强化作用变弱, 抗拉强度又下降到 1263MPa, 当保温时间超过 4h 时, α 相析出量几乎没有变化, 然而, α 相在热能的作用下继续长大, 使 α 相颗粒继续长大, 抗拉强度继续下降, 到保温时间为 24h 时, 抗拉强度下降到 1148MPa。

冷轧管在 560℃ 保温, 其塑性变化和强度变化有所不同, 保温时间在 4h 之内时, 随着时间的延长, 其塑性一直升高, 到保温时间为 4h 时, 断后延伸率达到峰值, 为 12%, 此后, 随着时间的延长, 塑性一直下降, 到保温时间为 24h 时, 断后延伸率下降到 3%。这说明冷轧管内的位错和孪晶等缺陷对材料的塑性影响很小, 主要是 α 相的含量和大小对塑性有较大影响。当保温时间在 4h 之内时, 主要是 α 析出相含量影响材料的塑性, α 析出相越多, 断后延伸率越高, 到保温时间为 4h 时, α 相析出含量已经接近峰值, 断后延伸率也达到峰值, 当保温时间超过 4h 时, α 相析出含量随着时间延长变化很小, α 相尺寸仍然继续长大, 粗化的 α 相恶化了材料的塑性, 使得断后延伸率随着时间的延长而降低, 到保温时间为 24h 时, 断后延伸率下降到 3%。在金属学热处理中, 强度和塑性同时随着时间的延长而下降, 称之为过时效。因此, 冷轧管在 560℃ 保温, 时效时间控制在 4h 之内, 超过 4h, 发生过时效。

3 结论

(1) 在 560℃ 保温, 在 1h 之内, 冷轧管内 α 析出相尺寸和相含量迅速增大, 1~4h 之间, α 析出相长大速度变缓, α 析出相含量增加速度显著变慢, 4~24h 之间, α 析出相长大速度更加缓慢, α 析出相含量增加速度非常缓慢。

(2) 在 560℃ 保温, 当保温时间在 1h 之内时, 冷轧管的抗拉强度受 α 析出相的含量和大小以及位错与孪晶等畸变能的影响, 先升高后下降; 1~4h 之间, 抗拉强度仅受 α 析出相的含量和大小的影响, 先升高后下降; 保温时间超过 4h 时, 由于 α 析出相的粗化, 抗拉强度下降。

(3) 冷轧管内的位错和孪晶等缺陷对材料的塑性影响很小, 主要是 α 相的含量和大小对材料的塑性有较大影响。当保温时间在 4h 之内时, 主要是 α 析出相含量影响材料的塑性, α 析出相含量越多, 断后延伸率越高, 当保温时间超过 4h 时, α 相析出含量随着时间延长变化很小, α 相尺寸仍然继续长大, 粗化的 α 相恶化了材料的塑性, 使得断后延伸率随着时间的延长而降低。

参 考 文 献

- [1] 卢永祥. 机载导弹发射装置研究现状及发展趋势[J]. 中国军转民, 2013(11): 62-64.
- LU Yongxiang. Research status and development trend of airborne missile launcher[J]. Defence Industry Conversion in China, 2013(11): 62-64.
- [2] 罗继勋, 贾安中. 飞机机载武器的前置发射与前置发射区[J]. 火力与指挥控制, 2007, 32(9): 135-137.
- LUO Jixun, JIA Anzhong. Lead launch and lead launch region of onboard weapon[J]. Fire Control and Command Control, 2007, 32(9): 135-137.
- [3] 覃小熊, 仇原鹰, 盛英. 飞机投放挂架的塑性接触问题分析[J]. 机械强度, 2008, 30(5): 809-813.
- QIN Xiaoxiong, QIU Yuanying, SHENG Ying. Analysis of plastic contact of the load release mechanism for planes[J]. Journal of Mechanical Strength, 2008, 30(5): 809-813.
- [4] 张宝柱, 孙洁琼. 钛合金在典型民用飞机机体结构上的应用现状[J]. 航空工业进展, 2014, 5(3): 275-280.
- ZHANG Baozhu, SUN Jieqiong. Recent application of titanium alloys in typical commercial fuselage structure[J]. Advances in Aeronautical Science and Engineering, 2014, 5(3): 275-280.
- [5] 杨亚社, 杨永福, 南莉, 等. TA2 钛管加工工艺优化[J]. 特种铸造及有色合金, 2012, 32(9): 869-871.
- YANG Yashe, YANG Yongfu, NAN Li, et al. Optimization of the machining technology for TA2 titanium tube[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2012, 32(9): 869-871.
- [6] 张旺峰, 李艳, 王玉会, 等. Ti-3Al-2.5V 钛合金管材研究进展[J]. 材料导报, 2011, 25(12): 133-137.
- ZHANG Wangfeng, LI Yan, WANG Yuhui, et al. Research progress in Ti-3Al-2.5V alloy tube[J]. Materials Review, 2011, 25(12): 133-137.
- [7] 羊玉兰, 佟学文, 杨隄林. TC2 钛合金管材挤压工艺[J]. 钛工业进展, 2005, 22(3): 22-24.
- YANG Yulan, TONG Xuewen, YANG Longlin. Study of extrusion working process of TC2 titanium alloy tube[J]. Titanium Industry Progress, 2005, 22(3): 22-24.
- [8] 尚秀丽, 佟学文, 晏小兵, 等. TA15 钛合金管材热加工工艺[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 765-769.
- SHANG Xiuli, TONG Xuewen, YAN Xiaobing, et al. Hot extrusion process of TA15 titanium alloy tube[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 765-769.
- [9] 马丽欣, 徐哲, 王练, 等. TC4 钛合金异形壳体成型工艺研究[J]. 金属学报, 2002, 38(S): 427-428.
- MA Lixin, XU Zhe, WANG Lian, et al. Study of forming process of TC4 alloy shell with special shape[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(S): 427-428.
- [10] 佟学文, 李胜杰, 杨隄林, 等. TA16 钛合金热加工管材工艺研究[J]. 金属学报, 2002, 38(S): 397-399.
- TONG Xuewen, LI Shengjie, YANG Longlin, et al. Study of hot working process of TA16 titanium alloy tube[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(S): 397-399.
- [11] 李长江, 佟学文, 王东, 等. TA21 钛合金管材力学性能研究[J]. 金属学报, 2002, 38(S): 392-393.
- LI Changjiang, TONG Xuewen, WANG Dong, et al. A study of the mechanical properties of TA21 titanium alloy tube[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(S): 392-393.
- [12] 于顺兵, 李德福, 陈海珊, 等. 高强钛合金斜轧管材组织性能的研究[J]. 塑性工程学报, 2005, 12(6): 26-29.
- YU Shunbing, LI Defu, CHEN Haishan, et al. Study on microstructure and mechanical properties of high strength titanium alloy cross-rolled tube[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2005, 12(6): 26-29.
- [13] 高莹, 李德福, 胡捷. TB2 钛合金管材冷轧加工组织和性能研究[C]// 第十二届中国有色金属学会材料科学与合金加工学术研讨会文集. 张家界, 2007.
- GAO Ying, LI Defu, HU Jie. Study on microstructure and mechanical properties of TB2 titanium alloy cold rolling tube[C]// The twelfth Academic Symposium on material science and alloy processing of Chinese Nonferrous Metals Association. Zhangjiajie, 2007.
- [14] 赵彬, 赵恒章, 郭荻子, 等. 高强钛合金挤压管材的组织及性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(1): 86-91.
- ZHAO Bin, ZHAO Hengzhang, GUO Dizi, et al. Microstructure and mechanical properties of high strength titanium alloy extruded tube[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(1): 86-91.
- [15] 赵恒章, 杨英丽, 郭荻子, 等. Ti-26 高强钛合金斜轧穿孔工艺研究[J]. 稀有金属快报, 2007, 26(12): 34-37.
- ZHAO Hengzhang, YANG Yingli, GUO Dizi, et al. Study on rotary piercing technology of Ti-26 titanium alloy[J]. Rare Metals Letters, 2007, 26(12): 34-37.
- [16] 赵恒章, 杨英丽, 赵彬, 等. Ti-26 高强钛合金等壁厚环形管成形试验及模拟[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(3): 216-219.
- ZHAO Hengzhang, YANG Yingli, ZHAO Bin, et al. Experiment and numerical simulation on Ti-26 titanium alloy ring pipe[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(3): 216-219.

通讯作者: 张士卫, 硕士、教授, 研究方向为结构设计与新材料, E-mail: 13937988738@163.com.

(责编 大漠)