

新型高强韧 Ti-Al-Fe-B 系钛合金 组织和性能研究

刘 畅^{1,2,3}, 董月成^{1,4}, 方志刚⁴, 王 莹², 郭艳华¹, 常 辉^{1,3}, 周 廉¹

(1. 南京工业大学, 江苏 南京 211800)

(2. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114000)

(3. 江苏先进无机功能复合材料协同创新中心, 江苏 南京 211899)

(4. 海军研究院, 北京 100000)

摘 要: 研究了 Al 元素(1%~3%, 质量分数)的添加及热处理工艺对合金 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 组织和力学性能的影响。结果表明:Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 为 $\alpha+\beta$ 两相钛合金,随着 Al 含量由 1%增加到 3%,合金屈服强度由 590 MPa 提高到 900 MPa,抗拉强度由 808 MPa 提高到 1074 MPa,固溶强化明显,同时,延伸率达到 15.4%。组织观察发现:随着 Al 含量的增加,片层状初生 α 相片层厚度减小,合金组织细化明显。另一方面,对 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金进行不同的热处理发现:双重退火后,合金的屈服强度进一步提高到 1000 MPa,抗拉强度提高到 1144 MPa,同时,塑性也提高到 17.5%,合金具有优异的高强韧匹配性。这主要是因为合金双重退火过程中,组织中生成的亚稳 β 相分解生成次生 α 相,次生 α 相尺寸小,位错在次生 α 相边界受阻。同时,次生 α 相在 β 基体上弥散分布,形成弥散强化,导致合金强度进一步提高。另一方面,组织中等轴 α 相的存在,对于塑性的提高起到了积极的作用。

关键词: 钛合金; 热处理; 组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1607-07

钛及钛合金拥有比强度高、耐腐蚀等优异性能,在海洋工程方面有广阔的应用前景,被誉为“海洋金属”^[1-4]。其中,美国、俄罗斯和日本等发达国家在深海装备耐压壳体、海水管路系统、动力系统装置等方面广泛使用钛合金,极大的提高了装备的安全性和可靠性^[5,6]。相比而言,我国船用钛合金应用仅占钛合金加工材产量的 4.4%^[7],远远落后于国外发达海军国家。另一方面,相比于俄罗斯、美国等基本形成了各自国家特色的舰船用钛合金材料体系,如俄罗斯常用 ПТ-1М、ПТ-7М、ПТ-3В^[8],美国以 Gr.2、TC4 为主,我国钛合金牌号杂乱,实验数据缺乏,直接导致了应用受限。图 1 是我国常用的船舶用钛合金及强度级别,可以发现:钛合金牌号众多,强度级别多集中在 500~800 MPa 之间,900 MPa 及以上的高强钛合金很少,而 1000 MPa 级别的钛合金更是空白。因此,针对海洋工程领域,研制一种 1000 MPa 强度级别的低成本钛合金,完善船用钛合金材料体系,对于装备在设计 and 建造过程中的选型具有重要的意义。

从组织结构来划分,高强钛合金主要有 $\alpha+\beta$ 钛合金和 β 钛合金,其中, β 钛合金由于塑性较差,所以限制了其应用^[9]。相比而言, $\alpha+\beta$ 钛合金强塑匹配性较高,且具有良好的焊接性能,更适合在船舶上应用。本实验在课题组前期 Ti-Fe-B 低成本钛合金^[10]研究的基础上,探讨不同 Al 元素含量的添加对新型 Ti-Al-Fe-B 合金组织和力学性能的影响,同时,利用热处理工艺对合金组织和性能进行优化,获得一种低成本、性能优异的高强韧船用钛合金。

1 实 验

实验材料为自主研发的新型 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金(x=1, 2, 3)。采用真空自耗电弧炉对合金进行 5 次熔炼,获得的铸锭实际化学成分如表 1 所示。根据 β 相条件稳定系数 K_β 确定该 Ti-Al-Fe-B 合金的 β 相条件稳定系数 $K_\beta=3.5/5=0.7$,所以该合金为 $\alpha+\beta$ 钛合金,通过计算法和 DSC 差热分析法确定相变点分别为 850, 877 和 900 °C。对原始铸锭在 β 相区进行开坯,开坯

收稿日期: 2019-05-20

基金项目: 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室开放基金 (SKLMEA-K201807); 中国博士后科学基金 (2017M623392); 江苏省研究生科研与实践创新计划项目(SJCX17_0292); 江苏高校优势学科建设工程资助项目 (PAPD)

作者简介: 刘 畅, 女, 1993 年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院/新材料研究院, 江苏 南京 211800, E-mail: ngdlcc@163.com

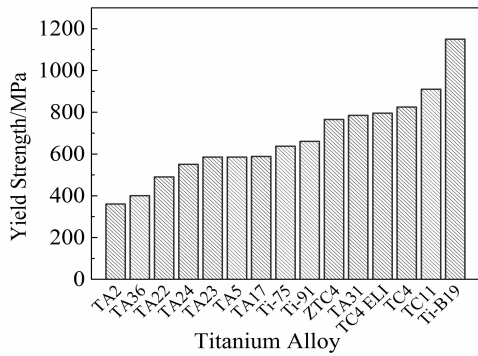


图 1 常用的海洋工程用钛合金强度级别

Fig.1 Yield strength of typical titanium alloys for marine engineering

温度为 1020 °C，在 $\alpha+\beta$ 相区进行终锻，终锻温度为 820 °C。锻后空冷，最终得到锻态试样。

对试样分别进行普通退火， β 退火和双重退火，具体的热处理工艺路线如图 2 所示，冷却方式为空冷。

对热处理前后的试样进行机械研磨、抛光后，通过体积比 HF:HNO₃:C₃H₆O₃=1:2:7 的腐蚀溶液进行腐蚀，利用 ZEISS Observer A1m 型金相显微镜对合金微观组织形貌进行观察分析，对热处理前后的试样以线切割取得 10 mm×10 mm×1 mm 的薄片，用砂纸逐级将试样减薄至 0.07 mm，之后用冲片机冲出直径 3 mm

的小圆片，接着用 RL-I 型电解双喷减薄仪进行减薄，双喷液为高氯酸(3%):正丁醇(17%):甲醇(30%)=30:170:300 (mL)，温度控制在 15~20 °C 之内，电压为 17 V，利用 JEM2100F 型透射电子显微镜对合金微观组织进一步进行观察分析。利用 Image Pro Plus 软件对金相组织中的晶粒尺寸进行测量，并通过 X'TRA 粉末衍射仪和 Jade 软件分析得到合金的相组成及相比例。选用标距为 18 mm，厚度为 1 mm 的标准试样，按照 GB/T228-2010《金属材料室温拉伸试验方法》在 ETM205D 型万能试验机上进行力学性能的试验。通过扫描电镜对拉伸断口进行观察分析。

2 结果与分析

2.1 钛合金锻态微观组织形貌及性能研究

图 3 为 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金(x=1, 2, 3)锻造空冷后的微观组织形貌。经过多火次的大变形锻造后， β 晶粒被完全破碎，合金微观组织形貌中已完全观察不到 β 晶界，合金均由基体 β 相以及弥散分布的 α 相组成。Al 含量为 1% 时， α 相主要由片层状初生 α 相和少量等轴 α 相组成，片层状初生 α 相的片层厚度相差较大，且分布较为不均匀。Al 元素的添加量增加到 2% 时，等轴 α 相含量降低，片层状 α 相形状更加规则。Al 元素的添加量增加到 3% 时，片层 α 相有序化，形状更加规则，分布更加均匀。

表 1 Ti-xAl-Fe-B 合金的实际化学成分

Table 1 Actual chemical composition of Ti-Al-Fe-B alloy ($\omega/\%$)

Sample	Al	Fe	B	C	N	O	H
Ti-1Al-3.5Fe-0.1B	0.952	3.640	0.082	0.052	0.007	0.160	0.002
Ti-2Al-3.5Fe-0.1B	1.950	3.630	0.081	0.051	0.004	0.130	0.002
Ti-3Al-3.5Fe-0.1B	2.950	3.760	0.080	0.050	0.006	0.140	0.002

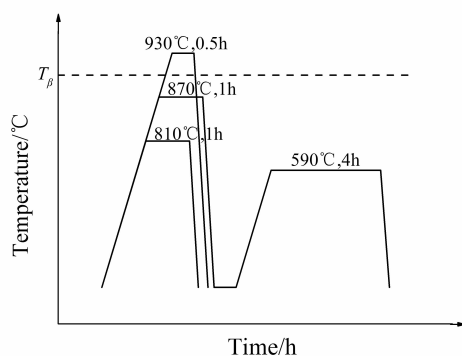


图 2 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金的热处理制度

Fig.2 Heat treatment process of Ti-3Al-3.5Fe-0.1B alloy

图 4 是 3 种合金初生 α 相的片层厚度分布图，Al 含量为 1% 时，初生 α 相的片层厚度集中在 1.5~3.75 μm ，平均片层厚度在 2.75 μm 左右。Al 含量为 2% 时，初生 α 相的片层厚度集中在 1.25~2.75 μm ，平均片层厚度在 2.2 μm 左右。Al 含量为 3% 时，初生 α 相的片层厚度集中在 1~2.5 μm ，平均片层厚度在 1.7 μm 左右。随着 Al 含量增加，初生 α 相的片层厚度明显减小，晶粒细化，厚度分布更加均匀。

图 5 为锻态 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金的 XRD 图谱。从图中可以看出，X 射线衍射谱中只有 α 相和 β 相的衍射峰，并无其他衍射峰存在，这表明在 Al 质量分数 $\leq 3\%$ 时，添加不同含量的 Al 元素并不会导

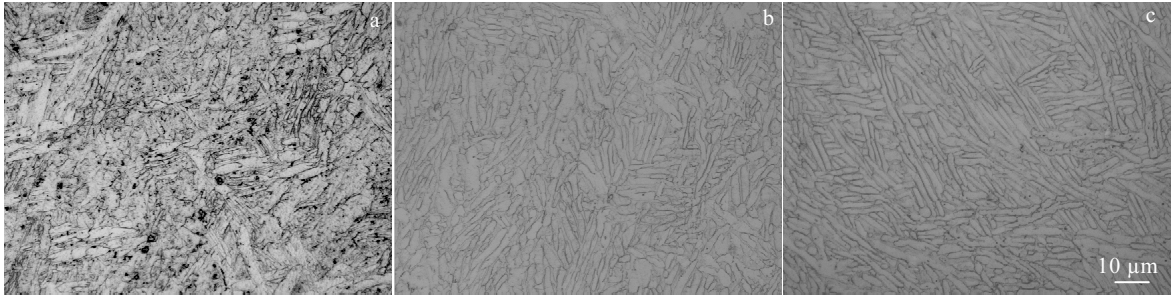


图 3 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金锻造空冷后的微观组织形貌

Fig.3 Microstructures of Ti-xAl-3.5Fe-0.1B alloys after forging and air cooling: (a) x=1, (b) x=2, (c) x=3

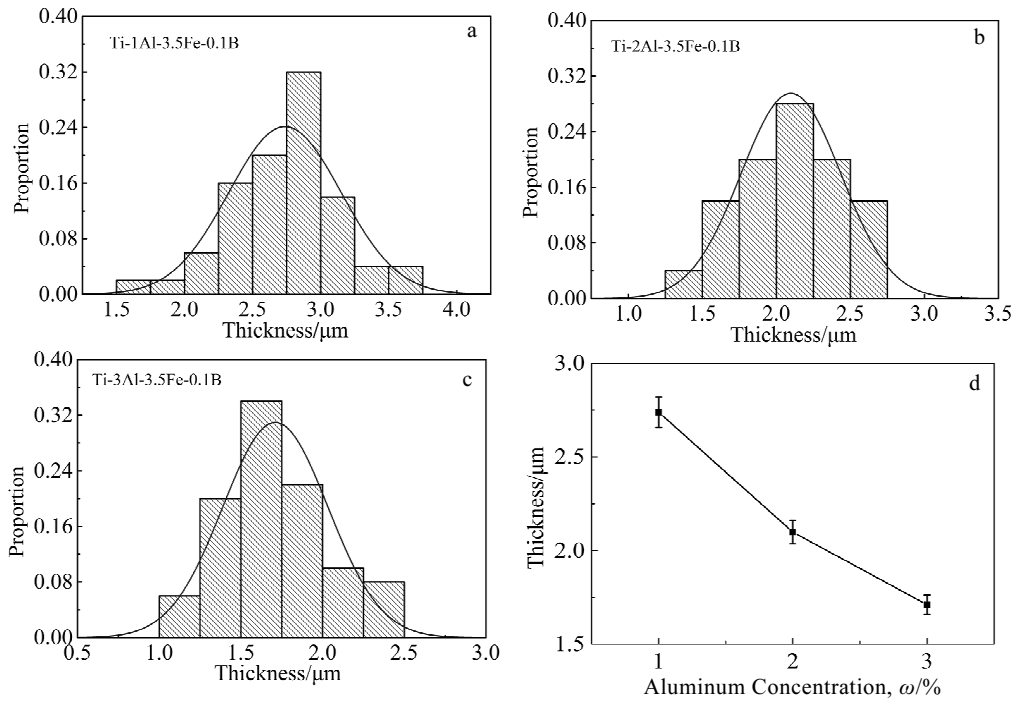


图 4 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金初生 α 相的片层厚度分布及变化趋势

Fig.4 Lamellar thickness distribution of primary α phase of Ti-xAl-3.5Fe-0.1B alloys (a~c) and development of lamellar thickness of α phase with aluminum concentration (d)

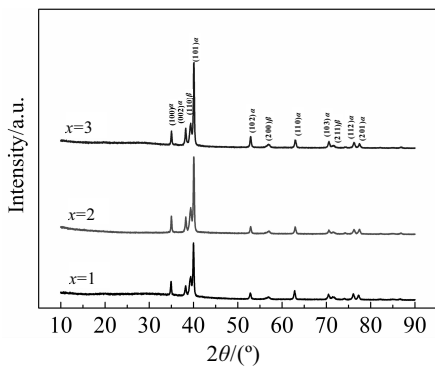


图 5 锻态 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of the forged Ti-xAl-3.5Fe-0.1B alloys

致新相的生成。图 6 为锻态 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金相含量变化曲线,从中可以看出,随着 Al 元素添加量不断增大, α 相含量随之增加, β 相含量减少。这是因为 Al 是 α 稳定元素,在合金中添加 Al 元素,可以使 α 相更加稳定存在,从而使得 α 相含量增加。

图 7 表示的是锻态 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金的拉伸性能。从图 7 中可以看出, Al 元素的添加对于合金的强度和塑性影响较大,合金的强度与塑性变化规律呈现相反的趋势。随着合金中 Al 含量的增加,合金的屈服强度从 590 MPa 增加到 900 MPa,抗拉强度从 808 MPa 增加到 1074 MPa,而断后伸长率则从 22.5% 下降到 15.4%。当合金中的 Al 元素含量上升时,合金的强度提高幅度明显,同时,合金仍然具有良好的塑性。合金

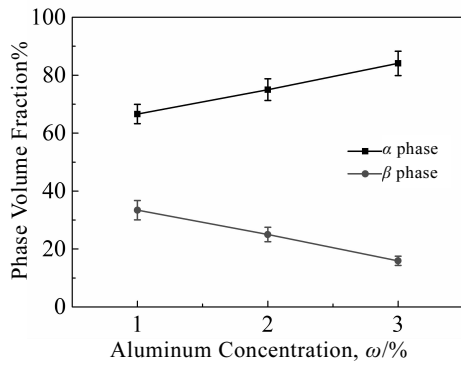


图 6 锻态 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金的相含量变化

Fig.6 Phase concentration variation of the forged Ti-xAl-3.5Fe-0.1B alloys

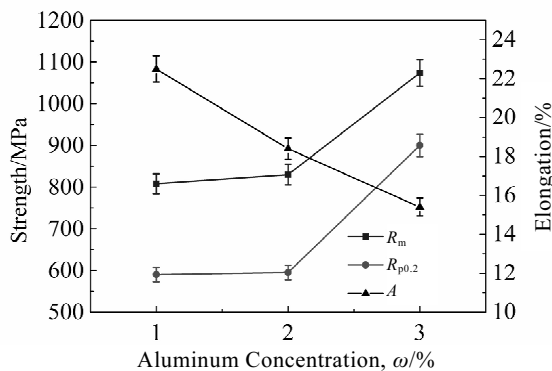


图 7 锻态 Ti-xAl-3.5Fe-0.1B 合金的拉伸性能

Fig.7 Tensile properties of forged Ti-xAl-3.5Fe-0.1B alloys

的强度提高主要是因为随着 Al 元素含量的增加,组织中片层 α 相厚度下降, α 相尺寸减小造成的,同样的结论也出现在陈军^[11]和侯智敏^[12]等人研究 TC21 钛合金显微组织对力学性能的影响中。

2.2 热处理对钛合金显微组织及性能的影响研究

考虑到锻态 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金具有最优的综合力学性能,对该合金分别经过普通退火, β 退火和双重退火热处理,获得的微观组织形貌如图 8 所示。相较于锻态合金,合金经过普通退火(810 $^{\circ}\text{C}$, 1 h, AC)后,初生 α 相向 β 相扩散溶解, α 相含量由 84.1%下降到 64.4%,大部分初生 α 相明显球化,片层 α 相变为等轴 α 相,但仍有少量片层 α 相存在,不过片层厚度有所增大,合金呈现等轴组织形貌特点。 β 退火(930 $^{\circ}\text{C}$, 0.5 h, AC)后,片层 α 相明显细化,片层厚度减小,在不同的 β 晶粒中呈现沿不同方向生长的 α 相集束, β 晶界上明显析出晶界 α 相,合金组织为魏氏组织。对合金进行双重退火(870 $^{\circ}\text{C}$, 1 h, AC+590 $^{\circ}\text{C}$, 4 h, AC)之后,合金金相组织主要由初生 α 相和 β 转变组织组成,初生 α 相由少量的等轴 α 相和大量的短棒状 α 相组成, β 转变组织则是由次生 α 相和 β 基体组成。

利用 TEM 对锻态 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金进行微观形貌的观察,如图 9a 所示,可以看出:合金由初生 α 相和晶间 β 相构成, α 相及晶界处存在大量位错堆积和缠结现象。Huang 等人^[13]的研究表明:与 β 转变组织对比等轴 α 相较软,为双态组织中最软的相,因此,等轴 α 相中易观察到位错变化。图 9b, 9c 为双重退火后的

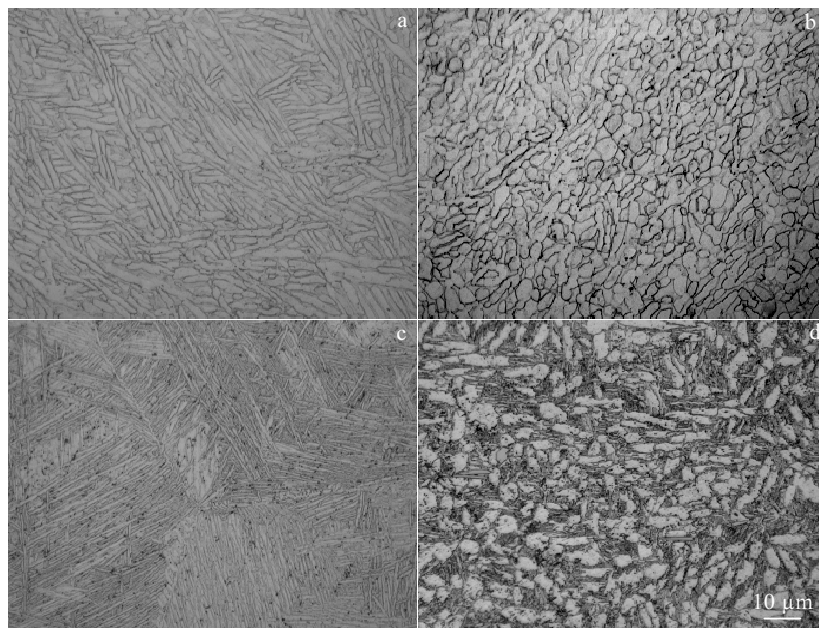


图 8 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金的微观组织形貌

Fig.8 Microstructures of Ti-3Al-3.5Fe-0.1B alloys: (a) forged state, (b) ordinary annealing, (c) β annealing, and (d) double annealing

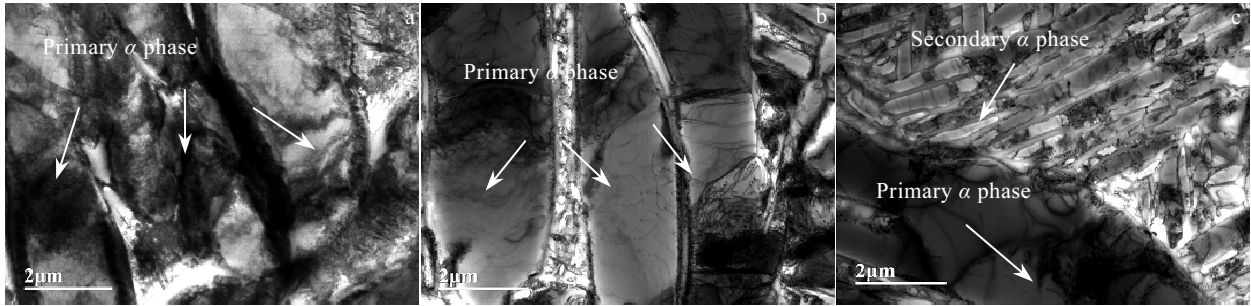


图 9 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B合金的显微组织

Fig.9 TEM images of Ti-3Al-3.5Fe-0.1B alloys: (a) forged state, (b) double annealing, and (c) secondary α phase in double annealing

Ti-3Al-3.5Fe-0.1B合金TEM照片，从中可以看出合金由初生 α 相、次生片状 α 相和晶间 β 相构成，其中， α 集中次生 α 相平行或交错排列，尺寸较小，大部分初生 α 相与次生 α 相中没有明显的位错，这主要是因为试样在热处理过程中发生了回复和再结晶，从而导致了位错湮灭。

图10表示的是锻态及不同热处理后Ti-3Al-3.5Fe-0.1B合金的室温拉伸性能。从图中可以看出，对合金进行双重退火之后，强度和塑性都获得不同程度的提高，屈服强度达到1000 MPa，抗拉强度达到1144 MPa，伸长率达到17.5%。普通退火后合金塑性大幅提高，伸长率达到18.2%，但是强度有所下降。另一方面，合金在 β 退火后，强度和塑性均下降。

合金在双重退火时，第1阶段退火温度较高，所以在加热和保温过程中 α 相会部分转变为 β 相，但此时的 β 相为亚稳定相。由于亚稳 β 相不稳定，在随后的第2次退火过程中会进一步分解，进而生成次生 α 相。次生 α 相呈现细小片层状，在 β 基体上弥散分布，起到阻碍位错运动的作用，从而使合金具有非常高的强度^[14,15]。

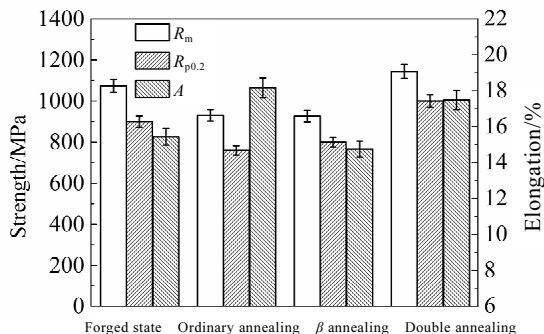


图 10 锻态和不同热处理状态Ti-3Al-3.5Fe-0.1B合金的拉伸性能

Fig.10 Tensile properties of forged and annealed Ti-3Al-3.5Fe-0.1B alloys

另一方面，双重退火后组织中仍存在大量等轴 α 相，而等轴 α 相含量越高，合金塑性越高^[16]，从而使得合金强塑性匹配度好。普通退火之后，大量片层 α 相球化成等轴 α 相，大幅提高合金塑性，所以从图10中可以看出普通退火之后合金塑性是最好的。 β 退火之后合金组织为魏氏组织，一般魏氏组织呈现强度高塑性差的特点，但是在相变点以上固溶生成高温 β 相，空冷之后高温 β 相无法保留形成了晶界 α 相，晶界 α 相会引起晶界处的应力集中，从而削弱了合金的强度和塑性指标^[17]，使得合金与其他热处理后的性能相比，强度和塑性都较差。对比不同的热处理方式可以看出，双重退火之后强塑性匹配度最好，这主要是由于双重退火后组织中同时存在片层状 α 相，次生 α 相和等轴 α 相，这种组织形态综合了等轴组织塑性好以及片层组织强度高的优点。

图11为Ti-3Al-3.5Fe-0.1B合金的室温拉伸断口形貌图，从图中可以看出，不论是锻态还是热处理态，其断口形貌均由韧窝组成，且韧窝形貌较为明显，所以均属于韧性断裂。韧窝的大小和深浅在一定程度上反映了合金的塑性，韧窝大且深时，合金塑性较好，韧窝小且浅时，合金塑性差^[18]。锻态合金的韧窝有大有小，分布不均匀，但韧窝较深(图11a)，普通退火的韧窝尺寸较大且深(图11b)， β 退火后，韧窝分布均匀，但韧窝小较浅(图11c)，双重退火后的合金韧窝基本为等轴韧窝，且存在部分较大的韧窝，韧窝深(图11d)。通过综合观察分析合金的塑性以及室温拉伸断口形貌可以发现，在对合金进行普通退火和双重退火热处理之后，合金塑性最好，而对合金进行 β 退火热处理之后合金塑性较差。

图12为Ti-3Al-3.5Fe-0.1B合金与典型海洋工程用钛合金^[19]的强塑性比较。从图中可以看出：新研制的Ti-3Al-3.5Fe-0.1B合金较其他合金相比，具有最高的强塑匹配性。同时，弥补了海洋工程用钛合金900~1200 MPa强度之间牌号缺乏的现状。

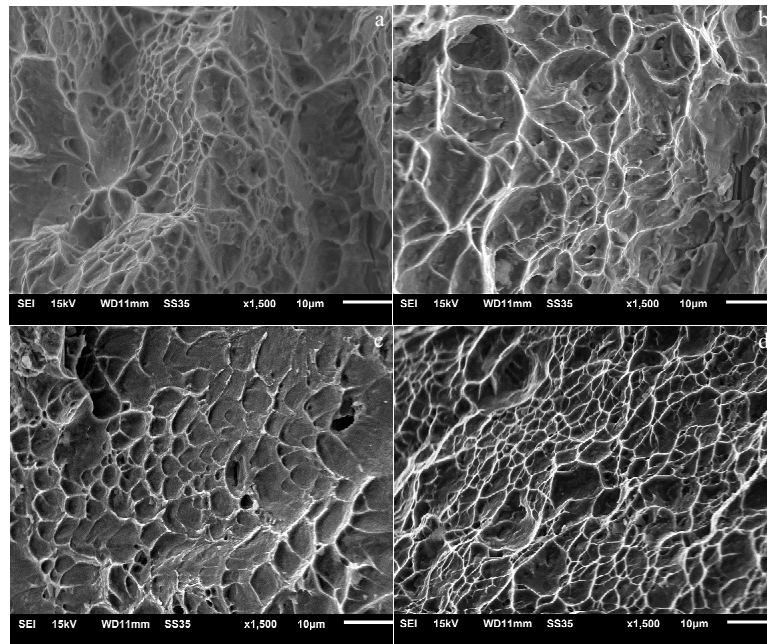


图 11 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金的拉伸断口形貌

Fig.11 Fracture morphologies of Ti-3Al-3.5Fe-0.1B alloys: (a) forged state, (b) ordinary annealing, (c) β annealing, and (d) double annealing

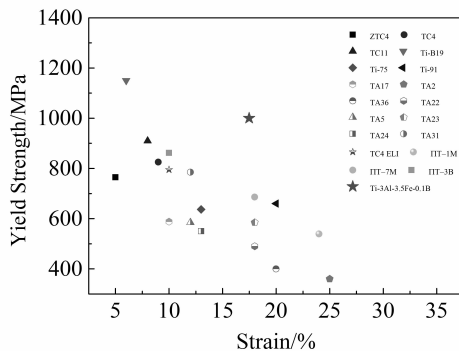


图 12 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金与典型海洋工程用钛合金强塑性比较

Fig.12 Comparison of yield strength and strain for Ti-3Al-3.5Fe-0.1B alloy and typical marine titanium alloys

3 结论

1) 随着 Al 含量的不断增加, 初生 α 相的片层厚度明显减小, α 相尺寸减小, 晶粒细化, 厚度分布更加均匀集中, 合金的强度大幅提高。

2) Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金双重退火(870 °C, 1 h, AC+590 °C, 4 h, AC)后综合性能最优。其中, $R_m=1144$ MPa, $R_{p0.2}=1000$ MPa, $A=17.5\%$ 。主要是因为合金经过第 1 次退火后, 组织中生成的亚稳 β 相分解生

成次生 α 相, 次生 α 相尺寸小, 位错在次生 α 相边界受阻, 合金强度提高, 同时, 次生 α 相在 β 基体上弥散分布, 形成弥散强化。另一方面, 组织中存在的等轴 α 相, 有利于塑性的提高。

3) Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金在与典型海洋工程用钛合金的力学性能对比中显示出优异的强塑性匹配度, 证明该合金具有潜在的研究意义和开发前景。

参考文献 References

[1] Boyer R R. *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 2010, 62(5): 21

[2] Yang Yingli(杨英丽), Luo Yuanyuan(罗媛媛), Zhao Hengzhang(赵恒章) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 538

[3] Zhao Yongqing(赵永庆), Chang Hui(常辉), Li Zuochen(李佐臣) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2003, 20(6): 12

[4] Chang Hui(常辉), Liao Zhiqian(廖志谦), Wang Xiangdong(王向东). *Titanium Alloys for Marine Applications*(海洋工程钛金属材料)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2017

[5] Qian Jiang(钱江), Wang Yi(王怡), Li Yao(李瑶). *Ship Science and Technology*(舰船科学技术)[J], 2016, 38(11): 1

[6] Chang Hui(常辉), Wang Xiangdong(王向东), Zhou Lian(周廉). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2014(10): 603

[7] Jia Hong(贾翊), Lu Fusheng(逯福生), Hao Bin(郝斌). *Iron*

- Steel Vanadium Titanium*(钢铁钒钛)[J], 2018, 39(2): 1-682
- [8] Ning Xinglong(宁兴龙). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2003, 20(6): 28
- [9] Peters J O, Lütjering G. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2001, 32(11): 2805
- [10] Zhang Yao(张尧), Chang Hui(常辉), Li Guangzhou(李广州) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S): 495
- [11] Chen Jun(陈军), Qu Henglei(曲恒磊), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(S3): 307
- [12] Hou Zhimin(侯智敏), Mao Xiaonan(毛小南), Lei Wenguang(雷文光) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 604
- [13] Huang Chaowen, Zhao Yongqing, Xin Shewei *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1966
- [14] Khorev A I. *Russian Engineering Research*[J], 2010, 30(7): 682
- [15] Zhang Pinghui(张平辉), Li Chenglin(李成林), Hui Songxiao(惠松骁) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(5): 639
- [16] Zhang Lijun(张利军), Tian Junqiang(田军强), Zhou Zhongbo(周中波) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2009, 28(S2): 84
- [17] Terlinde G. *Proceedings of the 1987 TMS-AIME Annual Symposia on Effect of Microstructure on Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate in Titanium Alloys*[C]. Marriott: Dever Co, 1987: 97
- [18] Lei Jinwen(雷锦文), Zeng Weidong(曾卫东), Wu Huan(吴欢) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 625
- [19] Fang Zhigang(方志刚). *High Performance Marine Metal Materials*(高性能船舶用金属材料)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2015: 188

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of New Ti-Al-Fe-B Titanium Alloy with High Strength and Ductility

Liu Chang^{1,2,3}, Dong Yuecheng^{1,4}, Fang Zhigang⁴, Wang Ying², Guo Yanhua¹, Chang Hui^{1,3}, Zhou Lian¹

(1. Nanjing Tech University, Nanjing 211800, China)

(2. State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114000, China)

(3. Center of Jiangsu Advanced Inorganic Functional Composites Co-innovation, Nanjing 211899, China)

(4. Naval Research Institute, Beijing 100000, China)

Abstract: Effect of Al element addition (1wt%~3wt%) and heat treatment on microstructure evolution and mechanical property of a new alloy Ti-xAl-3.5Fe-0.1B was studied. Results indicate that Ti-xAl-3.5Fe-0.1B is $\alpha+\beta$ two-phase titanium alloy. Yield strength of the alloy increased from 590 MPa to 900 MPa and tensile strength increased from 808 MPa to 1074 MPa with the variation of Al element from 1% to 3% due to solid solution strengthening effect; at the same time, the elongation decreased to 15.4%. Microstructure observation reveals that the thickness of the lamellar primary α phase was reduced and the grain size was remarkably refined with the increasing Al element content. Meanwhile, it is found that yield strength continuously increased to 1000 MPa, tensile strength increased to 1144 MPa and the elongation increased to 17.5% after double annealing, which indicates unique mechanical property. The metastable β phase formed in the microstructure was decomposed to secondary α phase with fine grain size during the double annealing in the alloy, which blocked the movement of dislocation and induced enhancement of strength. At the same time, the dispersion of secondary α phase on β substrate was also beneficial to the strength. On the other hand, the presence of equiaxed α phase was considered favorable to the improvement of elongation.

Key words: titanium alloy; heat treatment; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Chang Hui, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering/Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 211800, P. R. China, E-mail: ch2006@njtech.edu.cn