

Al 元素含量对 TiAl 合金显微组织与力学性能的影响研究

邓文浩, 龚 勋, 赵 晖, 金 钧, 张 杰, 王 迪

(沈阳理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110159)

摘要: 通过非自耗真空电弧熔炼炉熔炼了不同 Al 元素含量的 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ ($x=30, 32, 33, w\%$) 合金, 并采用金相显微镜、扫描电子显微镜和电子万能试验机等研究了 Al 元素含量对 TiAl 合金微观组织和力学性能的影响。研究发现: $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金显微组织主要由 α_2 相和 γ 相组成, 随着 Al 元素含量的增加, α_2 相的形成受到抑制, 含量减少, γ 相含量增加; 拉伸变形后的 TiAl 合金晶粒发生细化, 硬度显著增大; TiAl 合金在室温拉伸下主要为脆性断裂, 并且抗拉强度和屈服强度随着 Al 元素含量的增加而增大, 当 Al 元素含量增加到 32% 时断后伸长率较优; 过量的 Al 元素驱动 Nb 元素在晶界偏聚, 导致 B2 相有序化, 形成硬脆相。

关键词: TiAl 合金; Al 元素含量; 显微组织; 力学性能; 脆性断裂

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2025)06-012-05

Effect of Al Element Content on Microstructure and Mechanical Properties of TiAl Alloys

Deng Wenhao, Gong Xun, Zhao Hui, Jin Jun, Zhang Jie, Wang Di

(School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110159, China)

Abstract: The $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ ($x=30, 32, 33$, mass fraction, %) alloys with different Al element contents were melted in a non-consumable vacuum arc melting furnace. The influence of Al element content on the microstructure and mechanical properties of the TiAl alloy was investigated by using metallographic microscope, scanning electron microscope and electronic universal testing machine, etc. The research shows that the microstructure of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy mainly consists of α_2 phase and γ phase. With the increase of Al element content, the formation of α_2 phase is inhibited, and the content decreases, but the content of γ phase increases. After tensile deformation, the grains of the TiAl alloy are refined, the hardness increases significantly. TiAl alloys are mainly brittle materials under tensile conditions at room temperature. The tensile strength and yield strength increase with the increase of Al element content, and the elongation after fracture is better when the Al element content reaches 32%. Excessive Al element drives the segregation of Nb element in grain boundaries, resulting at B2 ordering and forming brittle and hard phases.

Keywords: TiAl alloy; Al element content; microstructure; mechanical properties; brittle fracture

镍基高温合金具有优异的高温性能, 广泛应用于航空发动机、燃气轮机等, 但其密度高, 不能很好地满足轻量化发展的需求^[1-2]。相比之下, TiAl 合金的密度仅为镍基高温合金的一半, 能够显著减轻零部件的重量, 提升发动机的推重比, 降低能耗^[3-5]。

TiAl 合金作为一种金属间化合物, 离子键和共价键共存, 具有较高的脆性^[6-8]。TiAl 合金的组织主要由

α_2 相、 γ 相和 B2 相组成, 其对合金的力学性能有着不同的作用和影响^[9]。 α 相通常具有较高的硬度和较低的塑性, γ 相则表现出较好的塑性和韧性, 而层片组织 (α/γ) 具有两种相的优点。B2 相的作用是在高温下辅助合金的塑性变形, 但在室温下 B2 相的塑性较差, 会导致合金脆性增加。因此, 如何改善 TiAl 合金的脆性问题成为重要的研究方向, 国内学者对此进行了大量研究。吴欢等人^[10]采用统计拟合法和合金价电子理论计算法研究了 Al 元素含量对 $Ti-xAl$ 合金固溶体力学性能的影响。研究发现, 随着 Al 元素含量的

收稿日期: 2025-06-17

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (U24A2037)

通信作者: 赵晖 (1968—), 男, 教授。

增加, Ti_xAl 合金硬度和强度均呈现抛物线向上增加的趋势; 基于合金价电子理论计算了合金价电子结构参数, 建立了 Al 元素含量对 Ti_xAl 合金硬度及抗拉强度影响的定量计算关系模型, 据此得到的显微硬度、抗拉强度理论计算值与实验值的误差平均值分别为 4.9631%、6.3520%, 吻合较好。王川等人^[11]探讨了单相区固溶加时效处理 (SSA)、双相区固溶加时效处理 (DSA) 和单相区固溶处理后缓冷加时效处理 (BASCA) 3 种热处理方式对近 β 型 TiAl 合金组织和室温拉伸性能的影响。结果表明, 合金经 BASCA 热处理后, 强塑性匹配最佳, 其屈服强度、抗拉强度和断后伸长率分别为 1292 MPa、1333 MPa 和 6.1%。冯像征等人^[12]研究了新型多相 TiAl 合金的 $\beta/B2$ 相含量变化及其对拉伸性能的影响, 发现当合金处于三相区时, 控制 $\beta/B2$ 相平均含量约为 6%, 其综合拉伸性能优异。

合金化是提高 TiAl 合金高温性能的有效途径^[13]。确定合金中各元素含量时, 可根据 TiAl 合金的二元相图。由二元相图^[14]可知, 当 Al 元素含量约为 30%~33% (质量分数, 下同) 时, 存在着 α 相、 γ 相和 B2 相; 当 Al 元素含量低于 30% 时, 随着温度的降低, 液相中会首先析出 B2 相, 发生包晶反应, 该反应在非平衡凝固时会发生元素偏析, 影响材料的性能, 此时 TiAl 合金的塑性极差, 断后伸长率几乎为 0; 随着 Al 元素含量的增加, 塑性逐渐增强, 当 Al 元素含量为 33% 时塑性达到最大。因此, 为得到较高的强度和塑性, 一般将 TiAl 合金中 Al 元素含量控制在 30%~33% 范围内。本研究从成分设计和组织调控等方面入手, 向 TiAl 合金中添加不同含量的 Al 元素, 研究 Al 元素含量对合金微观组织和力学性能的影响, 以期为进一步提升其力学性能提供数据支持。

1 实验

实验原材料为钛颗粒 (纯度为 99.99%)、铝颗粒 (纯度为 99.99%)、铬颗粒 (纯度为 99.9%) 和铌颗粒 (纯度为 99.95%)。为将非自耗真空电弧炉 (DHL-500) 内的氧气完全吸收, 首先熔炼纯钛, 然后熔炼 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ ($x=30, 32, 33$, w%) 合金。为了保证铸锭成分均匀, 并减轻成分偏析, 需进行 5 次熔炼, 每次熔炼时将铸锭翻转 180°, 并在第 2 次、第 4 次熔炼时进行电磁搅拌, 最终得到质量约 70 g 的半圆弧状铸锭。按照原料配比, 铸锭理论化学成分如表 1 所示。

采用线切割从 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金铸锭上切取金相试样和拉伸试样。采用金相显微镜进行显微组织观察。采用 Vlmina IV X 射线衍射仪 (XRD) 进行物相

表 1 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金铸锭的理论化学成分 (w%)

Table 1 Theoretical chemical composition of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy ingot

No.	Al	Cr	Nb	Ti
1#	29.90	2.62	4.68	Bal.
2#	31.62	2.65	4.73	Bal.
3#	33.35	2.68	4.79	Bal.

分析。采用自动显微硬度测试仪进行显微硬度测试, 每个试样测量 10 个数据, 取平均值作为结果。拉伸试样总长 35 mm, 板宽 9 mm, 平行段长 17 mm, 标距段宽 2 mm, 厚 1.5 mm, 长 15 mm。采用 TSE105D 微机控制电子万能试验机进行室温拉伸性能测试, 每组试验取 3 支平行试样, 计算平均值作为试验结果。采用 Maia3 扫描电子显微镜 (SEM) 进行拉伸断口形貌观察, 并用附带的能谱仪 (EDS) 进行成分分析。

2 结果与分析

2.1 物相分析

图 1 为 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的 XRD 谱图。从图 1 可以看出, $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金存在 3 种不同的衍射峰, 分别对应 $TiAl$ (γ 相)、 $AlTi_3$ (α_2 相) 和 Al_3Nb (B2 相)。Al 元素含量为 30% 时, α_2 相衍射峰强度最高; 增加到 32% 时, α_2 相减少, γ 相增多; 增加到 33% 时, B2 相衍射峰强度增大。

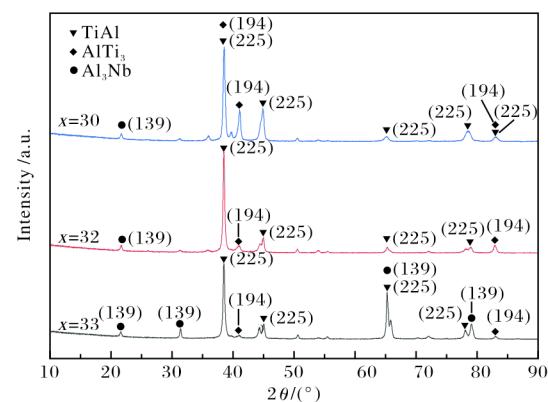


图 1 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的 XRD 谱图

Fig.1 XRD patterns of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy

2.2 EDS 分析

图 2 为 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金 EDS 元素面扫描照片, 表 2 为对应的 EDS 分析结果。从图 2 和表 2 可以看出, $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金中各元素分布均匀, 且 EDS 分析结果与理论成分基本吻合。

2.3 显微组织分析

图 3 为 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸变形前后的金相

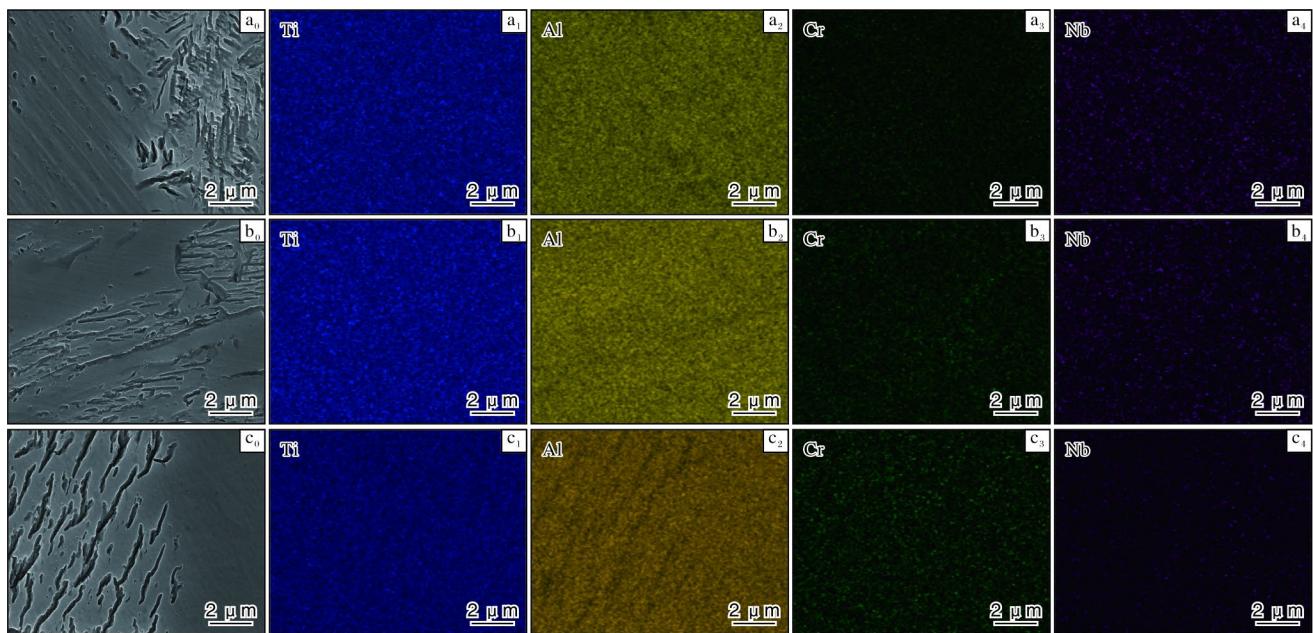


图 2 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的 EDS 面扫描图

Fig.2 EDS surface scan maps of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy: (a₀–a₄) $x=30$; (b₀–b₄) $x=32$; (c₀–c₄) $x=33$

表 2 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的 EDS 分析结果 (w%)

Table 2 EDS analysis results of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy

No.	Al	Cr	Nb	Ti
1#	28.74	2.95	4.16	Bal.
2#	31.19	3.49	3.03	Bal.
3#	32.46	2.41	4.39	Bal.

显微组织。由图 3 可知, $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸前组织主要为 γ 相和 α_2 相以片层状形式交替排列形成的片层组织, 另有少量的 B2 相。过量的 Al 元素驱动 Nb 元素在晶界偏聚, 导致 B2 相有序化, 从而形成硬脆相^[15]。随着 Al 元素含量的增加, $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金片层组织的连续性及形态发生明显变化: 1#合金片层组织相对分散 (图 3a); 2#合金片层组织更连续, 呈

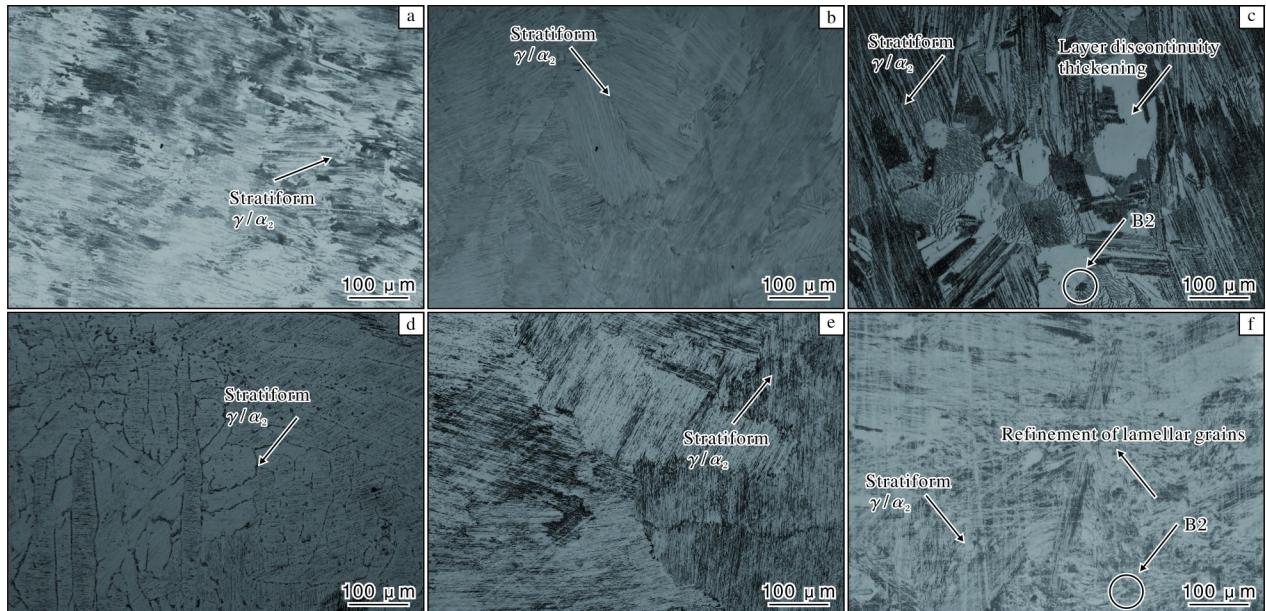


图 3 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸变形前后的金相显微组织

Fig.3 Metallographic microstructures of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy before and after tensile testing: (a) $x=30$, before testing; (b) $x=32$, before testing; (c) $x=33$, before testing; (d) $x=30$, after testing; (e) $x=32$, after testing; (f) $x=33$, after testing

现典型片层结构特征(图3b);3#合金虽仍有片层组织,但开始出现片层不连续粗化的现象,部分片层结构变宽,完整性下降(图3c),这可能是B2相的出现所导致的。总体来看,随着Al元素含量升高,合金中片层 α_2 相和 γ 相的形成与生长规律发生改变,Al元素促进片层结构的发育,但过量的Al元素会引发片层粗化,出现不连续现象。

$Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金经拉伸变形后,由于Al元素含量不同,片层组织对拉伸变形的响应(如变形方式、损伤程度)亦有差异:1#合金片层分散,并有裂纹产生(图3d);2#合金片层变形但保留一定的形态(图3e);3#合金片层破碎细化(图3f)。在拉伸应力作用下,1#合金因片层间变形不协调,出现更多裂纹或片层扭曲,片层分散特征在变形后更明显,导致原本相对分散的片层组织更加分散。2#合金拉伸前为典型的片层结构,拉伸时片层沿应力方向变形,出现片层滑移、弯曲,部分片层连续性受到影响,变形后仍保留有一定片层形态,但完整性下降,局部片层断裂。3#合金拉伸前已存在片层不连续粗化的现象,拉伸过程中,粗大、不连续的片层组织应力集中更明显,加速了片层断裂、破碎,促使片层晶粒细化,原本粗化的片层结构在拉伸变形下被破碎成更细的片层或不规则组织,B2相周围因应力作用产生更多的组织变化,如相界滑移、B2相形态改变等,进一步影响片层组织的整体形态。

2.4 硬度分析

图4为 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸变形前后的维氏硬度。从图4可以看出,随着Al元素含量的增加, $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金硬度降低。经拉伸变形后,合金晶粒发生细化,硬度显著增大。

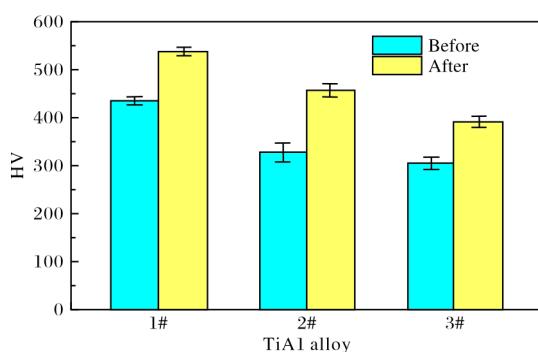


图4 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸变形前后的维氏硬度

Fig.4 Vickers hardness of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy before and after tension deformation

2.5 拉伸性能与断口形貌分析

图5为 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的室温拉伸应力-应变

曲线,表3为室温拉伸性能。1#合金在室温拉伸过程中尚未达到规定非比例延伸率0.2%时就已发生脆性断裂,表明该合金在室温下的塑性极差。从表3可以看出,随着Al元素含量的增加,合金的抗拉强度逐渐提高,分别为151.6、392.3、513.9 MPa。3#合金的强度最优,而2#合金的断后伸长率最佳。这可能是由于Nb元素发生了聚集,使B2相增加并趋于有序化,最终导致3#合金的断后伸长率降低。从图5可以看出,当应变达到1.0%~1.2%时,3#合金的应力达到500 MPa,明显高于另外两种合金。综合来看,3#合金的抗拉强度最大,但由于B2相的增多,如果在此基础上继续增加Al元素含量会导致较大的脆性。

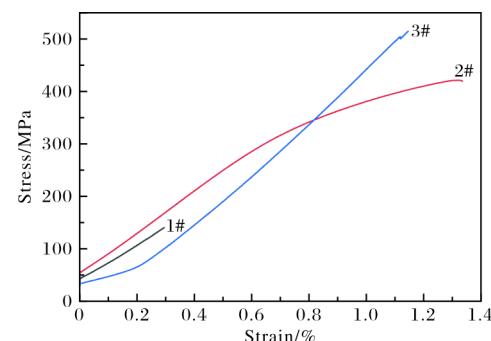


图5 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的室温拉伸应力-应变曲线

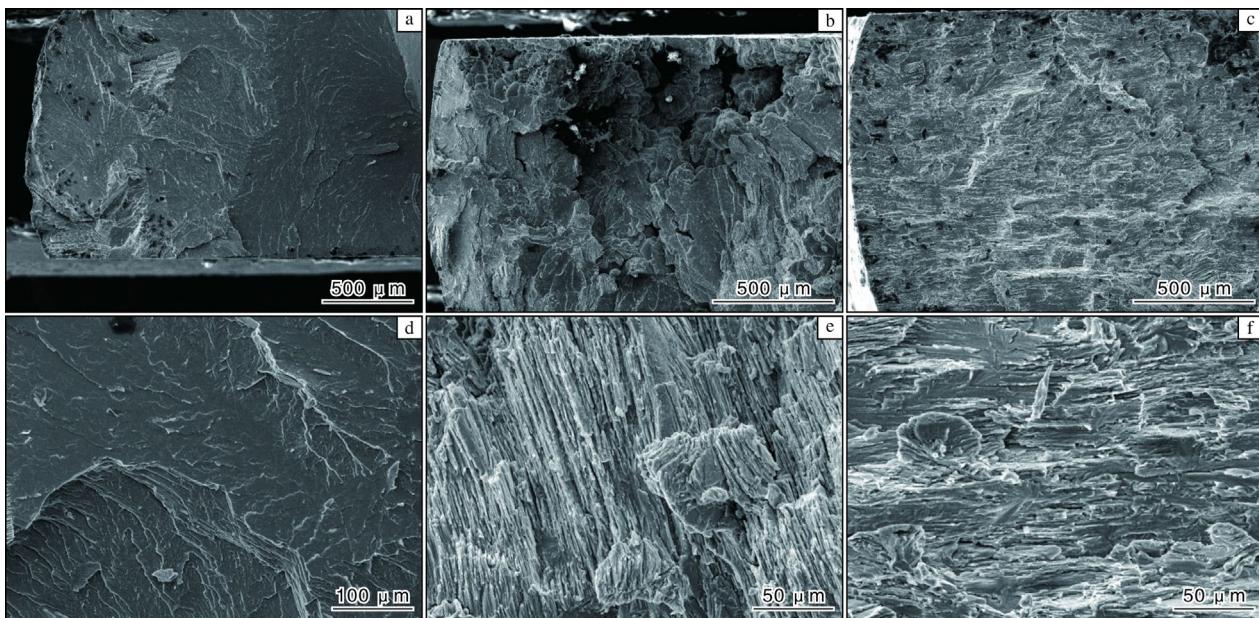
Fig.5 Room temperature tensile strain-stress curves of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy

表3 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的室温拉伸性能

Table 3 Room temperature tensile properties of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy

No.	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%
1#	151.6	—	0.04
2#	392.3	380.4	0.37
3#	513.9	498.4	0.18

图6为 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸断口的SEM形貌。由图6可以看出,3种合金的拉伸断口都出现了解理台阶,为解理断裂。2#合金断口的片层组织相比1#合金显著增加(图6d、6e),与图3观察到的显微组织类似。片层组织主要由 α_2 相和 γ 相交替排列组成。随着Al元素含量的增加, α_2 相的形成受到抑制,含量减少, γ 相含量增多。与2#合金相比,3#合金的片层数量增多,但是片层相对疏松(图6f)。总体来看,在断裂过程中,随着Al元素含量的增加,片层组织也增加, $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金抵抗塑性变形的能力增大,屈服强度增加,但是过量的Al元素会导致B2相聚集,合金塑性下降。

图 6 $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸断口的 SEM 形貌Fig.6 SEM morphologies of tensile fractures of $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ alloy: (a, d) $x=30$; (b, e) $x=32$; (c, f) $x=33$

3 结 论

(1) $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金显微组织以 α_2 相和 γ 相为主, 另存在少量 B2 相; 随着 Al 元素含量的增加, α_2 相的形成受到抑制, 含量减少, γ 相含量增加。

(2) $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金拉伸变形后, 晶粒发生细化, 其硬度显著增大。

(3) 随着 Al 元素含量的增加, $Ti_{92-x}Al_xCr_3Nb_5$ 合金的抗拉强度和屈服强度得到提升, Al 元素含量为 32% 时断后伸长率最大。

(4) 过量的 Al 元素驱动 Nb 元素在晶界偏聚, 导致 B2 相有序化, 形成硬脆相。

参考文献 References

- [1] 崔壮, 刘满平, 曾迎, 等. 镍基单晶高温合金发展趋势: 新型研究技术驱动合金化设计[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(8): 2375-2389.
- [2] Chen Y, Hu J C, Huang H L. Effects of composition and environment on oxidation behavior of nickel-based superalloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53(7): 1897-1908.
- [3] 索叶龙, 赵煜, 李龙, 等. 温度对增材制造 TA15 钛合金组织与拉伸性能的影响[J]. 钛工业进展, 2025, 42(2): 28-33.
- [4] 张子丹. 精铸用 TiAl-4822 合金成分优化研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2023.
- [5] 张颖月, 陈强, 刘爱莲, 等. Al 元素对 Ti-16Nb 高温形状记忆合金微观组织与力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2025, 42(1): 8-13.
- [6] 李军, 彭文静, 李湘, 等. 基于铝热还原法短流程制备 $TiAl-M$ ($M=Cr, Fe$) 合金研究[J]. 中国有色冶金, 2025, 54(1): 23-29.
- [7] Wang Y P, Li S Y, Ma T F, et al. Enhancement in mechanical properties of TiAl alloys by in-situ precipitation of hybrid TiB_2 - Ti_2AlN [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53(12): 3329-3337.
- [8] 韩国强. 高应变率下 Ti-Al 系金属间化合物的变形行为[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2018.
- [9] 程玉洁, 果春焕, 周培俊, 等. 金属间化合物基层状复合材料 Ti/Al_3Ti 制备技术及其研究进展[J]. 中国材料进展, 2015, 34(4): 317-325.
- [10] 吴欢, 林成, 尹桂丽, 等. Al 元素对 Ti-Al 合金固溶体硬度和室温拉伸性能的影响及其定量建模研究[J]. 钛工业进展, 2024, 41(6): 1-6.
- [11] 王川, 李超, 陈立佳, 等. 不同热处理方式下 $Ti-3Al-5Mo-4Nb-4Cr-2Zr$ 合金组织与拉伸性能[J]. 中国冶金, 2025, 35(6): 111-119.
- [12] 冯像征, 高帆, 刘宏武, 等. 新型多相 TiAl 合金的 $\beta/B2$ 相含量变化及其对拉伸性能的影响[J]. 航空材料学报, 2024, 44(4): 96-108.
- [13] 张宇, 王晓鹏, 孔凡涛, 等. 合金成分对 TiAl 合金热变形加工影响的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(11): 3570-3576.
- [14] 刘惠平. Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的电子束精准制备及组织调控[D]. 大连: 大连理工大学, 2020.
- [15] 李思兰, 李倩, 张思远, 等. 微观组织对 TC29 钛合金强度及塑韧性的影响[J]. 钛工业进展, 2024, 41(6): 7-14.