DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20240007

B掺杂Ti-Ta-Zr-Fe形状记忆合金的马氏体相变和形状记忆效应

司曼曼,张国鑫,郑晓航,蔡 伟

(哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院,哈尔滨 150001)

摘 要: 作为重要的金属智能材料,高温形状记忆合金在航空航天、火灾预警、核反应堆等高温服役环境中具有巨大的应用价值。钛基高温形状记忆合金具有优异的冷加工性能和力学性能,但其形状记忆效应有待提升。Ti-15Ta-15Zr高温形状记忆合金具有优异的形状记忆效应和较高的相变温度,但Zr掺杂使Ti-Ta合金的冷加工性能恶化,而加入少量第4组元Fe能有效改善Ti-15Ta-15Zr合金的力学性能。利用SEM、DSC、拉伸试验等测试方法研究了B元素掺杂和热机械处理对Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe高温形状记忆合金的影响。B掺杂可以显著地细化晶粒,降低合金的相变温度,每掺杂0.1 at.% B将使马氏体相变峰值温度M_p降低5 ℃。B元素在Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe中的固溶度约为0.3 at.%。B掺杂量超过0.3 at.%时,B将与Ti发生共晶反应,生成短棒状或针状TiB。当B掺杂量为0.3 at.%时,合金的可回复应变最大,形状记忆效应最佳。通过掺杂0.3 at.% B元素和700 ℃/0.5 h退火处理后,$(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$合金的晶粒明显细化,在预应变6%时合金的可回复应变达5.6%,相较于Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe提升了25%。

关键词: 形状记忆合金;元素掺杂;马氏体相变;形状记忆效应;循环稳定性

中图分类号: TG139.6 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-0299(2025)05-0001-09

Martensitic transformation and shape memory effect of B-doped Ti-Ta-Zr-Fe shape memory alloys

SI Manman, ZHANG Guoxin, ZHENG Xiaohang, CAI Wei

(Institue of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150006, China)

Abstract: As an important metal intelligent material, high temperature shape memory alloys have significant applications in high temperature service environment such as aerospace, fire warning and nuclear reactors. Titanium-based high temperature shape memory alloy has excellent cold working and mechanical properties, but its shape memory effect needs further improvement. Ti-15Ta-15Zr high temperature shape memory alloy has excellent shape memory effect and high phase transition temperature, but Zr doping deteriorates the cold working performance of Ti-Ta alloy, and the addition of a small amount of fourth component Fe can effectively improve the mechanical properties of Ti-15Ta-15Zr shape memory alloy. In this study, the effects of B doping and thermo-mechanical treatment on the Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe high-temperature shape memory alloy were studied by XRD, DSC and tensile tests. The addition of B significantly refines the grain size of the alloy and reduces the phase transition temperature of the alloy. Each 0.1 at.% B doping reduces the peak temperature (M_p) of the martensitic phase transformation by 5 ℃. The solid solubility of B element in Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe is about 0.3 at.%. When the doping amount of B exceeds 0.3 at.%, B reacts with Ti to form short rod-like or needle-like TiB. When the amount of B doping is 0.3 at.%, the alloy exhibits the highest recoverable strain and optimal shape memory effect. After doping with 0.3 at.% B element and annealing at 700 ℃ for 0.5 h, the grain of $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ alloy is obviously refined. The recoverable strain of $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ is 5.6% at a prestrain of 6%, which is a 25% improvement compared to Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe alone.

Keywords: shape memory alloy; element doping; martensitic transformation; shape memory effect; cyclic stability

收稿日期: 2024-01-14. **网络出版日期:** 2024-03-27.
基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51971083).
作者简介: 司曼曼(2000—),女,硕士研究生.
通信作者: 郑晓航,E-mail:zhengxiaohang@hit.edu.cn
期刊网址: http://hit.alljournals.cn/mst_cn/ch/index.aspx

高温形状记忆合金是指相变温度高于100 ℃,能够在100 ℃以上产生形状记忆效应的记忆合金材料,同时还需具有优良的可回复应变、高温稳定性、抗塑性变形以及阻尼性能,以满足在航空航天

等高温环境下使用的要求[1]。通过合金化和各种热机械加工技术等手段可以调控合金的相变温度,提升形状记忆效应等性能。目前,国内外在TiNi基[2-5]、Ni-Mn-Ga基[6-7]、Cu基[8]等类型的高温形状记忆合金方面的研究已取得很大的进展。然而,这些高温记忆合金都存在着一些不足,如Pd,Pt等贵重金属加入虽然可以使TiNi基记忆合金的相变温度升高,加工性能变好,但昂贵的价格也限制了其应用[9];铜基记忆合金成本低廉,马氏体相变区宽,但其较低的使用寿命和较差的热稳定性限制了其应用[10];Ni-Mn-Ga基合金具有较大的脆性和较低的韧性,使其在器件方面使用受限。

β-Ti基形状记忆合金,包括Ti-Mo,Ti-Ta,Ti-Nb等,是通过β↔α马氏体转变产生形状记忆效应,具有优异的冷加工性能、耐腐蚀性能以及力学性能,易于加工成丝材和棒材[11]。在二元β-Ti合金中,Ti-Ta被认为是高温应用的最佳基合金,同时它具有优异的冷加工性能,冷轧率可达90%[12]。但Ti-Ta合金在中温时效过程中会析出ω相,导致相变温度降低,记忆效应变差,除非增加Ta的含量使合金的马氏体相变温度M_s低于100 ℃[13-14]。而在Ti-Ta合金中掺杂第3种元素能有效地阻止ω相析出,改善Ti-Ta合金的相变稳定性[15-18]。研究表明,在Ti-Ta合金中掺杂Zr能显著改善其循环稳定性,大幅度提升合金的形状记忆效应,固溶态Ti-15Ta-15Zr的可回复应变可达5.6%,冷轧后经973 K、0.5 h退火后其可回复应变提升至6.7%[19-20]。但Zr元素的掺杂导致合金塑性降低,加工性能恶化,不利于在实际工程环境中的应用。研究表明,在合金中掺杂少量的In或Fe等元素可以弥补塑性的不足,改善合金的加工性能,具有更大的实际工程应用潜力[21-23]。但微量Fe掺杂就会导致合金的马氏体相变温度大幅度降低,在二元Ti-Ta合金中每添加1 at.% Fe元素将导致合金M_s温度降低240 ℃,而$Ti_{70-x}Ta_{15}Zr_{15}Fe_1$的相变温度$A_s$降至145 ℃[14,24]。

在钛合金中微量掺杂B元素可以显著地细化晶粒,有效地改善合金的综合性能[25]。对于不同的合金,实现细化晶粒所需的最低B掺杂量不同,与强硼化物形成剂进行合金化可提高所需的最低硼掺杂量[26]。因此,本文中选择在Ti-15Ta-15Zr合金中掺杂0.5 at.% Fe元素,在提升合金塑性的同时,又保留较高的相变温度。在此基础上,研究掺杂少量B元素和热机械处理对Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe合金组织结构、马氏体相变、力学性能、记忆效应的影响,为Ti-Ta-Zr-Fe-B高温记忆合金的工程应用提供理论支撑。

1 实 验

采用纯度分别为99.9%、99.95%、99.95%、99.99%、99.99%的钛网、钽丝、锆粒、铁粒、硼粉作原材料。采用钨电极在水冷铜坩埚中以及氩气保护氛围下,采用电弧熔炼法制备$(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{100-x}B_x$($x=0$, 0.1, 0.3, 0.5)合金(后文简称固溶态合金),铸锭约65 g。将铸锭在850 ℃下进行热轧后,再进行冷轧,冷轧变形量为90%。通过电火花线切割将轧制好的合金板切割成实验需要的尺寸,用无水乙醇超声洗净后,真空封管并进行热处理。第一组试样在850 ℃下固溶处理2 h后,冰水淬火;第二组试样分别在500、600、700 ℃的条件下退火处理0.5 h,冰水淬火。采用X射线衍射仪分析Ti-Ta-Zr-Fe-B合金的物相;利用扫描电子显微镜(SEM)探究试样的显微组织形貌;使用差示扫描量热仪(DSC)测量合金的相变温度,试样约20 mg,升降温速率为100 ℃/min,温度范围为-50 ~ 500 ℃;利用电子万能试验机测量合金的力学性能,拉伸速率设定为0.3 mm/min,其中工字形拉伸件厚度1 mm,标距为35 mm;利用拉伸试验测试合金的形状记忆效应,将样品以0.3 mm/min的拉伸速度加载到4%、6%、8%的预应变,卸载后测量标距的长度,再将拉伸试样加热到A_f温度以上50 ℃,保温时间为10 min,精准测量标距的长度,测得如图1所示的应力应变曲线。根据如下公式计算可逆应变ε_{sme},可回复应变ε_r,形状回复率η:

$$\varepsilon_{sme} = \varepsilon_{pre}\varepsilon_E - \varepsilon_P \tag{1}$$

$$\varepsilon_r = \varepsilon_{pre} - \varepsilon_P \tag{2}$$

$$\eta = \frac{\varepsilon_{pre} - \varepsilon_p}{\varepsilon_{pre}} \tag{3}$$

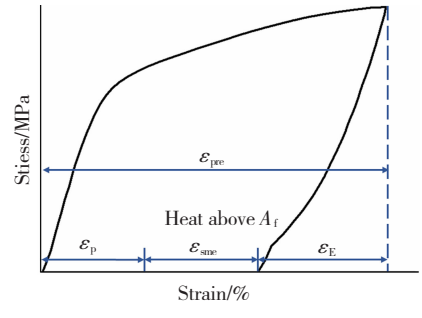

图1 室温拉伸实验加卸载过程的应力应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curves of room temperature tensile experiment with loading and unloading process

2 实验结果

图2为固溶态合金在室温下的XRD谱图。

合金在室温状态下为正交结构的 α″马氏体相。随着 B 含量的增加,衍射峰的位置没有明显的改变,但峰强发生了变化,(002)α″衍射峰强度变弱,(111)α″衍射峰强度变强。当 B 掺杂 0.5 at.%时,(002)α″强度是未掺杂合金衍射峰强度的一半,α″马氏体相中衍射峰峰数变少。衍射峰数量减少可能是由于产生第二相 TiB,但在 XRD 谱图中未观测到,而图 3(d)的合金扫描电镜图中观察到了白色短棒状或针状的 TiB 第二相,这是因为第二相 TiB 数量较少或尺寸细小。TiB 以第二相形式弥散分布在合金的晶界和晶粒内部,是 B 与 Ti 发生共晶反应的产物。B 元素在 Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe 合金中的溶解度约为0.3 at.%。图 4 和图 5 分别是不同 B 掺杂量的固溶态合金的光学显微图像和晶粒尺寸分布图。随着 B 掺杂量的增加,合金的平均晶粒尺寸不断减小,表明 B 元素的微量掺杂使 Ti-Ta-Zr-Fe-B 合金晶粒得到了明显细化。

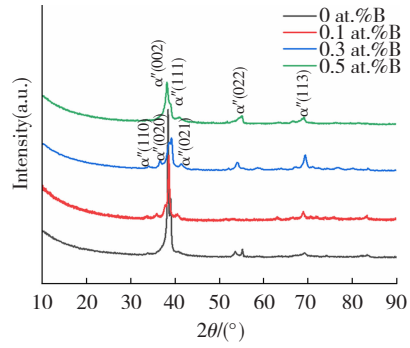

图 2　不同 B 含量固溶态合金的 XRD 谱图

Fig. 2　XRD pattern of solid solution alloys with different B content

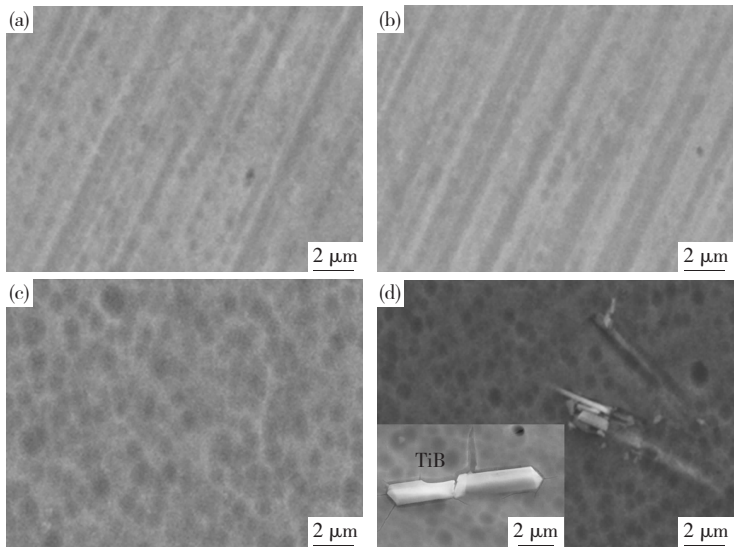

图 3　不同 B 含量固溶态合金的 SEM 图像

Fig. 3　SEM images of solid solution alloys with different B content: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.3$; (d) $x=0.5$

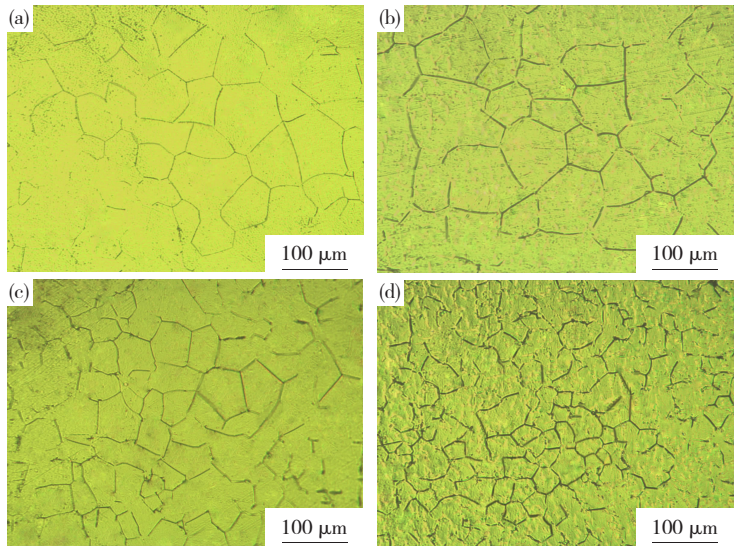

图 4　不同 B 含量固溶态合金的光学显微图像

Fig. 4　SEM images of solid solution alloys with different B content: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.3$; (d) $x=0.5$

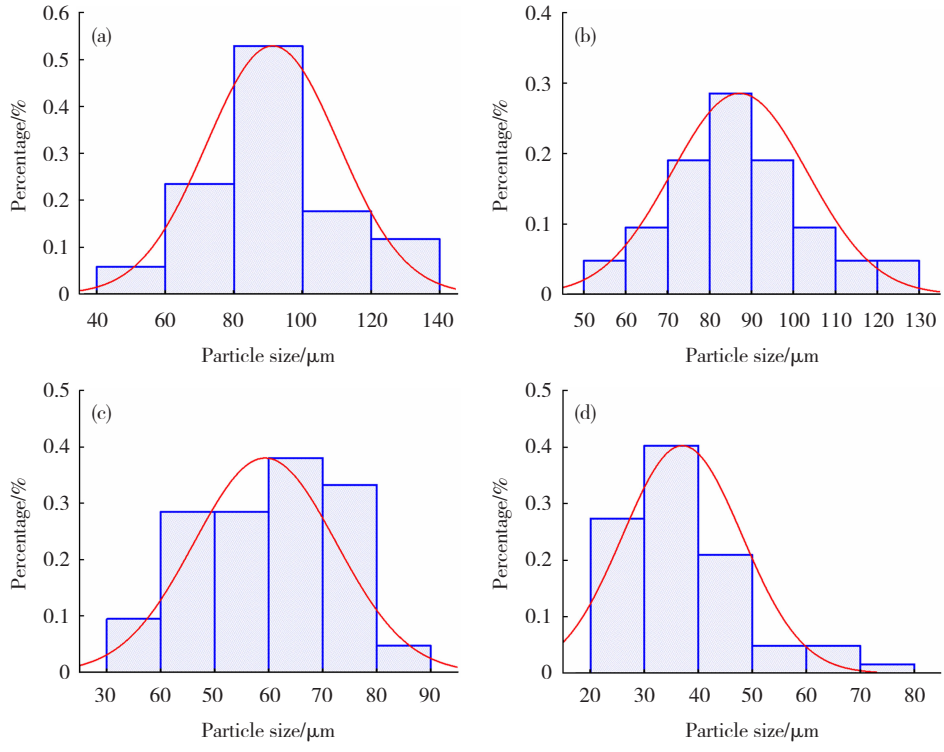

图5　不同B含量固溶态合金的晶粒尺寸分布

Fig. 5　Grain size distribution of solid solution alloys with different B content: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.3$; (d) $x=0.5$

图6是固溶态合金的马氏体相变峰值温度M_p与B掺杂量的关系。

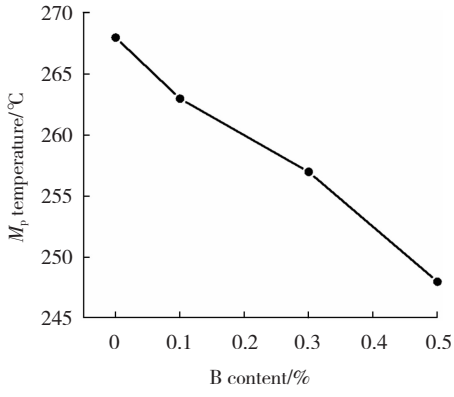

图6　固溶态合金马氏体相变温度M_p随B含量变化的趋势图

Fig. 6　Trend diagram of martensitic transformation temperature M_p with B content in solid solution alloy

从图6中可以看出，微量B掺杂对于Ti-Ta-Zr-Fe合金马氏体相变温度的影响较小，B掺杂量每增加0.1 at.%，合金的M_p温度下降约5 ℃。使用DSC对固溶态合金在-50～500 ℃进行30次热循环，测量合金的相变稳定性，如图7所示。固溶态合金具有良好的循环稳定性，合金的马氏体相变温度几乎不随热循环次数的增大而发生改变。马氏体转变过程中的弹性能与合金晶粒形态与尺寸之间的弹性配合相关，耗散能量主要是由晶界、界面的缺陷和第二相等产生的，这两者与马氏体相变稳定性密切相关。在合金中掺杂B元素后，由于B元素的原子直径较小，固溶到合金中不会对合金基体的共格性造成不利影响，也不会在合金马氏体正逆相变过程中产生位错，增大耗散能量。故B掺杂可以强化合金基体，并保持良好的相变稳定性。

将冷轧处理的固溶态合金在不同温度分别进行退火0.5 h，合金的DSC曲线如图8所示。退火温度为500 ℃时，DSC曲线上不能观察到马氏体相变峰，表明此时合金中仍存在大量残余位错，再结晶程度较低，马氏体相变难以进行。而合金退火温度提升到600和700 ℃时，曲线上可以观察到马氏体正、逆相变峰。伴随着退火温度的提升，DSC曲线中合金的马氏体相变峰变得尖锐，马氏体相变峰值温度M_p升高，马氏体逆相变峰值温度A_p降低。与固溶态合金相比，冷轧后700 ℃退火处理的合金在DSC曲线中马氏体相变峰出现的位置基本相同，而马氏体逆相变峰变得更加明显。700 ℃退火后，冷轧处理的合金中仍保留有部分残余位错，这些残余位错与马氏体界面发生交互作用，具有一定的弹性储能，这可以使马氏体相变在更高的能量阶段进行，降低相变过程的能垒。适当的残余位错能促进马氏体形核，有效地阻止马氏体切变，使在发生马氏体逆转变时α″相更加充分地向β相的转变，逆相变峰更清晰明显。

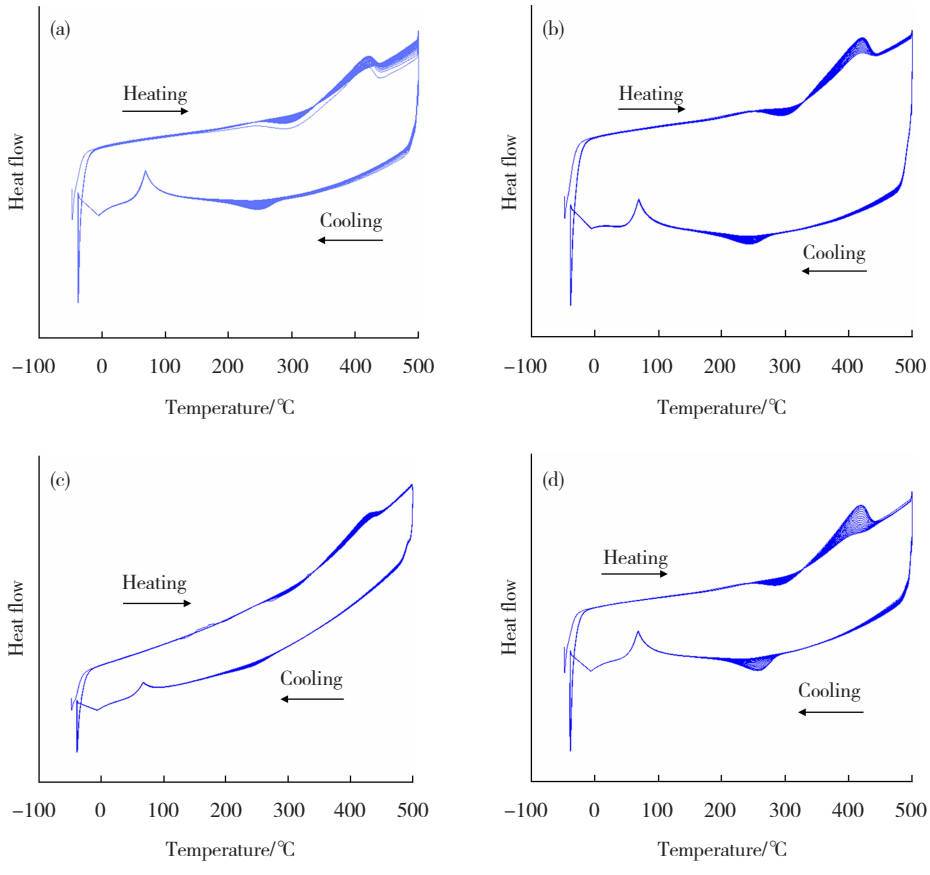

图 7　固溶态合金热循环 30 次的 DSC 曲线

Fig. 7　DSC curves of solid solution alloy during 30 cycles: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.3$; (d) $x=0.5$

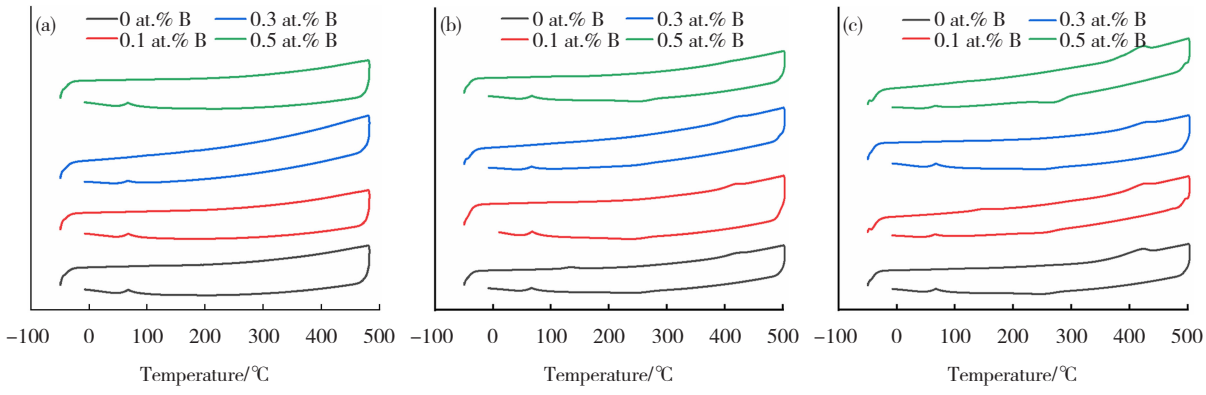

图 8　不同温度退火的合金的 DSC 曲线

Fig. 8　DSC curves of alloys annealed at different temperatures: (a)500 ℃/0.5 h; (b)600 ℃/0.5 h; (c)700 ℃/0.5 h

图 9 为固溶态合金的拉伸应力-应变曲线。随着 B 掺杂量从 0 增加到 0.5 at.%,合金的断裂强度不断增大,断裂应变降低。除了 B 掺杂量为 0.5 at.% 以外,其余曲线上都可分为弹性变形、马氏体再取向、塑性变形、颈缩 4 个阶段。随着 B 掺杂量的增加,合金的断裂强度增大,断裂应变降低,马氏体再取向平台的斜率增大。在 B 含量增加到 0.5 at.% 时,应力-应变曲线上观察不到马氏体再取向平台。B 元素的掺杂在合金中起到固溶强化和第二相强化的效果,合金中位错滑动的阻力增大,进而使合金的强度和硬度增大,塑性降低[27-29]。B 元素掺杂可以显著降低 Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe 合金的晶粒尺寸,晶粒尺寸越小,晶界面积越大,合金发生塑性变形时变形分布在更多的晶粒内部进行,位错滑移变困难,在每个晶粒处塞积的位错更少,合金的强度得到了提升。Ti-15Ta-15Zr 合金的延伸率为 14%,加入 0.5 at.% Fe 元素后,延伸率得到了极大的提升,提升至 28%,加工性能得到了明显改善[24]。Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe 中掺杂 B 元素后,合金的延伸率下降,抗拉强度提升,

掺杂量达到 0.3 at.%时，合金延伸率下降到 16%。

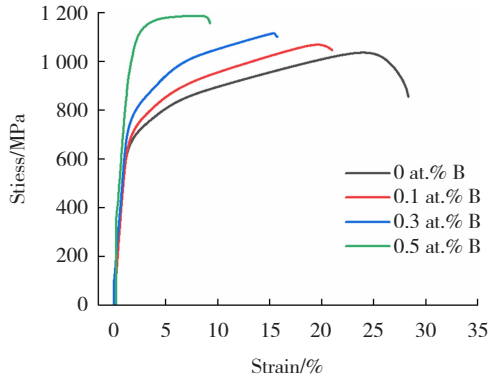

图 9　固溶态合金室温拉伸的应力-应变曲线

Fig. 9　Stress-strain curve of solid-solution alloy at room temperature tensile

图 10 为固溶态合金拉伸过程加载、卸载的应力-应变曲线。随着合金中掺杂的 B 元素增加，$(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{100-x}B_x$（$x=0$，0.1，0.3，0.5）记忆效应呈现先增大后降低的趋势。预应变为 6%时，随着 B 掺杂量从 0 增加至 0.5 at.%，固溶态合金的可回复应变分别为 4.5%、4.8%、5.4%和 3.8%。可以看出，B 掺杂量达到 0.3 at.%时，合金的可恢复应变最大，预应变为 8%时可回复应变可达到 5.8%。由于 B 原子的原子半径较小，在 Ti-Ta-Zr-Fe 中掺杂少量的 B 元素会产生晶粒细化和固溶强化的效果，有效地防止合金中马氏体变体的滑移变形，提高合金的形状记忆效应，导致合金塑性变形减小。但当 B 掺杂量超过 B 元素在合金中的溶解度后，产生的第二相 TiB 将导致合金中马氏体变体再取向的临界滑移应力增大，使合金的形状记忆效应减小。

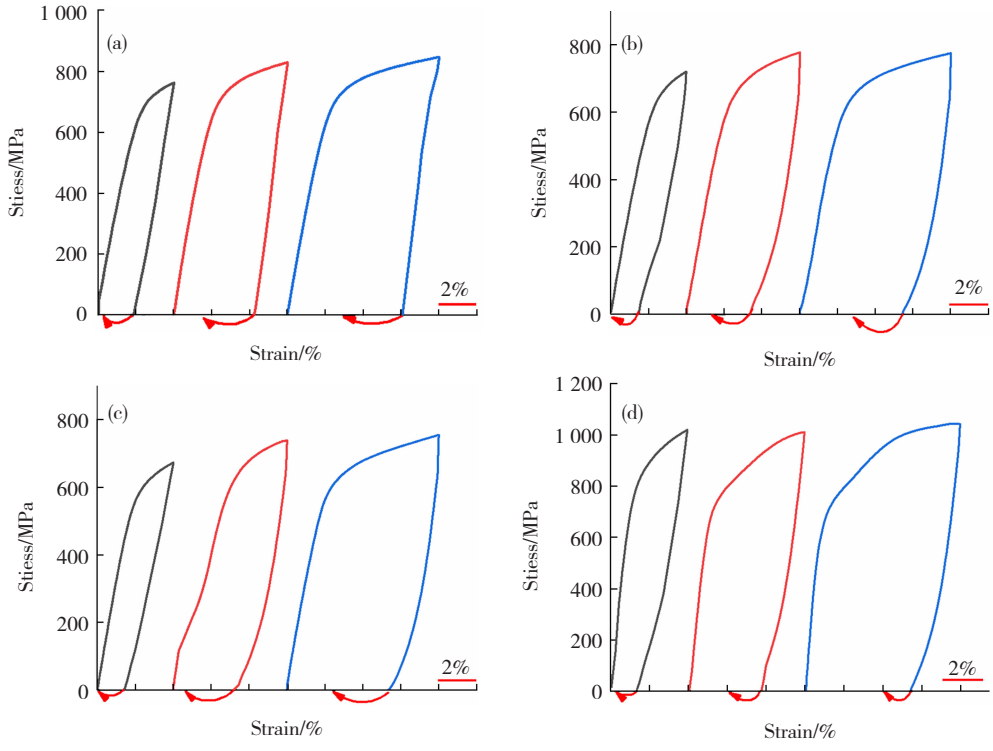

图 10　不同预应变下固溶态合金拉伸加载和卸载应力-应变曲线

Fig. 10　Stress-strain curves of solid solution alloys under tensile loading and unloading with different prestrains: (a) $x=0$; (b) $x=0.1$; (c) $x=0.3$; (d) $x=0.5$

B 掺杂量为 0.3 at.%时合金记忆效应最佳，故对冷轧态$(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$合金进行热处理，研究热处理对冷轧态合金力学行为与形状记忆效应的影响。图 11 所示为不同条件处理后$(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$合金的拉伸应力-应变曲线。该材料的应力-应变曲线可划分为 3 个阶段，即：弹性变形、马氏体再取向和塑性变形阶段[30]。

合金的马氏体再取向，是指在外加应力达到孪晶界面发生滑移所需的临界切应力后，不同取向的马氏体在外力方向上择优取向而发生的重排现象。经过固溶处理后的合金的应力-应变曲线上存在马氏体再取向与塑性变形两个平台，而 700 ℃退火后合金的马氏体再取向平台最为明显。合金在轧制时会引入大量交错缠绕的位错，使得合金变形时马氏体再取向进行困难，且这个过程中还会伴随着滑移变形。在较低的温度退火时，位错不能被完全消除，马氏体再取向进行困难；

随着退火温度的增加，合金中的位错发生重排，且位错密度减小，马氏体的再取向行为变得容易进行，合金抗塑性变形的能力增强，从而 700 ℃退火后合金呈现出两个明显的应力平台。随着退火温度的升高，合金的断裂应变不断增大，抗拉强度不断减小，而固溶处理的 $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ 抗拉强度最低。冷轧退火处理的合金的抗拉强度大于固溶态，这是因为在冷轧过程中合金内引入大量位错，提升了合金的抗塑性变形能力，再对冷轧后的合金进行退火，合金发生再结晶，产生了大量细小晶粒，合金中晶界与亚晶界的数目增加，残余位错堆积在晶界处，导致合金的抗拉强度增大，延展性下降。随着退火温度从 500 ℃增加到 700 ℃，合金再结晶愈发充分，残余位错进一步释放，合金的抗拉强度降低，从 1 214 MPa 降至 1 118 MPa，断裂应变则从 6.2% 增加到 13.3%。而固溶处理后合金的抗拉强度低于 700 ℃退火处理的合金，为 1 095 MPa，断裂应变高于 700 ℃退火的合金，为 15.4%。

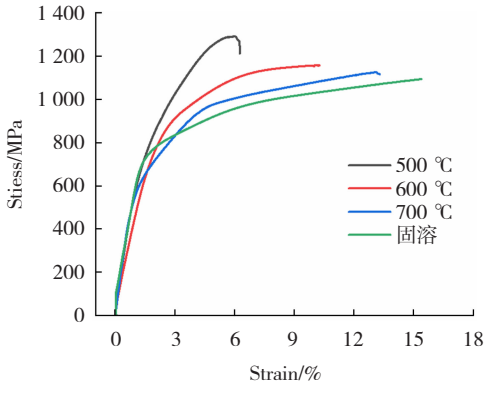

图 11　固溶及退火处理的 $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ 合金的拉伸应力-应变曲线

Fig. 11　Tensile stress-strain curves of solution and annealed $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ alloy

图 12 为不同热处理条件下，预应变为 6% 时，$(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ 合金的拉伸加载过程和卸载过程的应力-应变曲线，箭头表示合金在 A_f 温度以上保温 10 min 后测量得到的可恢复应变。当预应变为 6% 时，固溶处理后合金的可回复应变为 5.3%，600 ℃退火的冷轧态合金的可回复应变相较于固溶态合金有所降低，形状记忆效应下降，而退火温度为 700 ℃时，记忆效应提高，可回复应变提升到 5.6%，相较于固溶态合金提升了 6.9%，相较于 Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe 提升了 25%。冷轧后的合金在 700 ℃下退火后，合金中仍存在少量残余位错，阻碍滑移的进行，再结晶过程并未完全结束，晶粒尺寸较小，此时合金的形状记忆效应最好，且具有较好的强度和塑性。

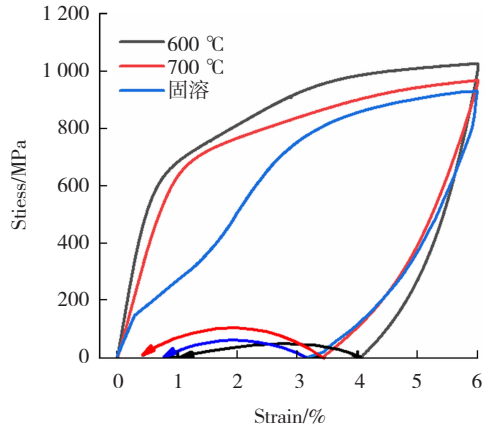

图 12　固溶及退火处理的 $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ 合金室温拉伸的应力-应变曲线

Fig. 12　Stress-strain curves of solution and annealed $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ alloy at room temperature tensile

3　结　论

1）掺杂 B 对晶粒细化作用显著，并使合金相变温度 M_p 降低。B 含量每增加 0.1 at.%，马氏体相变温度下降约 5 ℃。Ti-Ta-Zr-Fe-B 合金相变温度稳定性较好，热循环 30 次后，马氏体相变温度 M_p 和 A_p 几乎不变。

2）随着 B 元素掺杂量的增加，合金的断裂强度升高而断裂应变降低，可恢复应变先增加后降低。在预应变 6% 时，Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe 可恢复应变为 4.5%，而 $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ 合金可恢复应变增加到 5.3%，提升了约 17%。

3）热机械处理对冷轧态 $(Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe)_{99.7}B_{0.3}$ 合金的力学性能和形状记忆效应有显著影响。经过轧制和适当热处理，合金中存在适当位错，且出现大量细小晶粒，晶界与亚晶界的数量增加，有效地防止合金中马氏体变体的滑移变形，提高合金的形状记忆效应。经 700 ℃/0.5 h 退火处理的合金，拉伸应力-应变曲线上存在两个清晰的应力平台，在预应变 6% 时合金的可恢复应变达 5.6%，相较于 Ti-15Ta-15Zr-0.5Fe 提升了 25%。

参考文献：

[1]　李启泉，李岩，马悦辉. 钛基高温形状记忆合金进展综述[J]. 材料导报，2020，34：148-153.
LI Qiquan，LI Yan，MA Yuehui. Review on the progress of titanium based high temperature shape

memory alloys [J]. Materials Reports, 2020, 34: 148-153.
DOI:10.11896/cldb.19030262

[2] 衣晓洋, 孟祥龙, 蔡伟, 等. Ti-Ni-Hf 高温形状记忆合金的研究进展[J]. 材料工程, 2021, 49:31-40.
YI Xiaoyang, MENG Xianglong, CAI Wei, et al. Research progress of Ti-Ni-Hf High temperature shape memory alloys [J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49:31-40.
DOI:10.11868/j.issn.10001-4381.2020.00531

[3] KARAKOC O, ATLI K C, BENAFAN O, et al. Actuation fatigue performance of NiTiZr and comparison to NiTiHf high temperature shape memory alloys[J]. Materials Science & Engineering:A, 2022, 829:142154.
DOI:10.1016/j.msea.2021.142154

[4] MASSAD J E, BUCHHEIT T E, SUSAN D F, et al. High-temperature superelasticity in NiTiPt and NiTiPd shape memory alloys [J]. Journal of Intelligent Material Systems and Structures,2023,34(4):393-400.
DOI:10.1177/1045389X221105885

[5] TUGRUL H O, AKGUL O, KOCKAR B. Creep behavior of 50at% Ni 25at% Ti 25at% Hf high temperature shape memory alloy under constant load[J]. Materials Today Communications, 2022, 33:104827.
DOI:10.1016/j.mtcomm.2022.104827

[6] DONG G F, YAN H B, GAO L, et al. Physical property of a polycrystalline $Ni_{53.5}Mn_{25}Ga_{21}Ta_{0.5}$ high-temperature shape memory alloy[J]. Materials Science and Engineering:B, 2023, 288:116148.
DOI:10.1016/j.mseb.2022.116148

[7] ANASTASSIA M. 4D printing of Ni-Mn-Ga magnetic shape memory alloys:A review[J]. Materials Science and Technology, 2022, 38:593-606.
DOI:10.1080/02670836.2022.2062655

[8] YANG J, WANG Q Z, YIN F X, et al. Effects of grain refinement on the structure and properties of a CuAlMn shape memory alloy[J]. Materials Science & Engineering:A, 2016, 664:215-220.
DOI:10.1016/j.msea.2016.04.009

[9] KHAN M I, KIM Y H, NAM T, et al. Effect of Cu addition on the high temperature shape memory properties of $Ti_{50}Ni_{25}Pd_{25}$ alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 577:S383-S387.
DOI:10.1016/j.jallcom.2011.12.116

[10] MIYAZAKI S,KIM H Y, HOSODA H. Development and characterization of Ni-free Ti-base shape memory and superelastic alloys [J]. Materials Science & Engineering:A, 2006, 438-440:18-24.
DOI:10.1016/j.msea.2006.02.054

[11] 薛朋飞, 张菲, 李岩, 等. 钛基形状记忆合金研究进展[J]. 稀有金属,2015, 39:84-90.
XUE Pengfei, ZHANG Fei, LI Yan, et al. Research progress of titanium-based shape memory alloys [J]. Chinese Journal of Rare Metal, 2015, 39:84-90.
DOI:10.13373/j.cnki.cjrm.2015.01.013

[12] ALBERTO F, ALEXANDER P, JAN F, et al. Unusual composition dependence of transformation temperatures in Ti-Ta-X shape memory alloys[J]. Physical Review Materials, 2018, 2:073609.
DOI:10.1103/PhysRevMaterials.2.073609

[13] BUENCONSEJO S J P, KIM Y H, HOSODA H, et al. Shape memory behavior of Ti-Ta and its potential as a high-temperature shape memory alloy[J]. Acta Materialia, 2008, 57:1068-1077.
DOI:10.1016/j.actamat.2008.10.041

[14] BUENCONSEJO S J P, KIM Y H, MIYAZAKI S. Effect of ternary alloying elements on the shape memory behavior of Ti-Ta alloys[J]. Acta Materialia, 2009, 57:2509-2515.
DOI:10.1016/j.actamat.2009.02.007

[15] ZHENG Xiaohang, SUI Jiehe, ZHANG Xin, et al. Effect of Y addition on the martensitic transformation and shape memory effect of Ti-Ta high-temperature shape memory alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 539:144-147.
DOI:10.1016/j.jallcom.2012.06.021

[16] LIN Haoqin, LING Jinfeng, CHEN Weimin, et al. High-throughput determination of mechanical and diffusion properties of Ti-Ta-Fe alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32: 3963-3972.
DOI:10.1016/S1003-6326(22)66070-9

[17] KIM Y H, FUKUSHIMA T, BUENCONSEJO S J P, et al. Martensitic transformation and shape memory properties of Ti-Ta-Sn high temperature shape memory alloys[J]. Materials Science & Engineering: A, 2011, 528:7238-7246.
DOI:10.1016/j.msea.2011.06.021

[18] YI Xiaoyang, SUN Kuishan, LIU Jingjing, et al. Tailoring the microstructure, martensitic transformation and strain recovery characteristics of Ti-Ta shape memory alloys by changing Hf content[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 83:123-130.
DOI:10.1016/j.jmst.2020.10.088

[19] ZHENG Xiaohang, SUI Jiehe, ZHANG Xin, et al. Thermal stability and high-temperature shape memory characteristics of Ti-20Zr-10Ta alloy[J]. Chinese Physics B, 2014, 23:018101.
DOI:10.1088/1674-1056/23/1/018101

[20] ZHENG Xiaohang, SUI Jiehe, YANG Zheyi, et al. Effect of thermo-mechanical process on structure and high temperature shape memory properties of

Ti-15Ta-15Zr alloy[J]. Chinese Physics B, 2017, 26:056103.
DOI:10.1088/1674-1056/26/5/056103

[21] ZHENG Xiaohang, SUI Jiehe, ZHANG Xin, et al. Thermal stability and high-temperature shape memory effect of Ti-Ta-Zr alloy[J]. Scripta Materialia, 2013, 68:1008-1011.
DOI:10.1016/j.scriptamat.2013.03.008

[22] ZHENG X H, NING R, TAN C L, et al. The effects of indium addition on mechanical properties and shape memory behavior of Ti-Ta-Zr high temperature alloys[J]. Materials Chemistry and Physics, 2020, 249:123189.
DOI:10.1016/j.matchemphys.2020.123189

[23] YANG Z Y, ZHENG X H, WU Y, et al. Martensitic transformation and shape memory behavior of Ti-V-Al-Fe lightweight shape memory alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 680:462-466.
DOI:10.1016/j.jallcom.2016.04.151

[24] 郑晓航,宁睿,段佳彤,等. $Ti_{70-x}Ta_{15}Zr_{15}Fe_x$($x$ = 0.3、0.6、1.0)形状记忆合金薄膜的马氏体相变与阻尼行为[J]. 金属学报,2020, 56:1690-1696.
ZHENG Xiaohang, NING Rui, DUAN Jiatong, et al. Martensitic transformation and damping behavior of $Ti_{70-x}Ta_{15}Zr_{15}Fe_x$ (x = 0.3、0.6、1.0) shape memory alloy thin films[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56:1690-1696.
DOI:10.11900/0412.1961.2020.00155

[25] TAMIRISAKANDALA S, BHAT R B, TILEY J S, et al. Grain refinement of cast titanium alloys via trace boron addition[J]. Scripta Materialia, 2005, 53: 1421-1426.
DOI:10.1016/j.scriptamat.2005.08.020

[26] CHENG T T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by boron addition-an alternative hypothesis[J]. Intermetallics, 2000,8:29-37.
DOI:10.1016/S0966-9795(99)00063-1

[27] SHI Yinkai, ZHONG Suijuan, LI Yunpeng, et al. Effect of B on the microstructure and mechanical properties of Cu-Cu joints with in-situ Ag-Cu-Zn-Sn filler metal[J]. Materials Science and Engineering:A, 2023, 886, 145690.
DOI:10.1016/j.msea.2023.145690

[28] 姜越,李秀明,周广泰,等. B 含量对 $CrFeCoNiTi_{0.6}$高熵合金显微组织和性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2020, 25:403-409.
JIANG Yue, LI Xiuming, ZHOU Guangtai, et al. Effects of B content on microstructure and properties of $CrFeCoNiTi_{0.6}$ high-entropy alloy[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2020, 25(5):403-409.

[29] 全翔,韦启荣,李佳斌,等. 稀土 Y 对再生 6061 铝合金微观组织和性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2023, 28:368-378.
QUAN Xiang, WEI Qirong, LI Jiabin, et al. Effect of rare earth Y on microstructure and properties of recycled 6061 aluminum alloy[J]. Powder Metallurgy Materials Science and Engineering, 2023,28:368-378.
DOI:10.19976/j.cnki.43-1448/tf.2023041

[30] 孙斌. 热机械处理 Ti-16Nb 高温记忆合金的组织结构与形状记忆效应[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2019.
SUN Bin. Microstructure and shape memory effect of Ti-16Nb high temperature memory alloy treated by thermomechanical method[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.

(**编辑**　任明星)

本文引用格式:

司曼曼, 张国鑫,郑晓航,等. B 掺杂 Ti-Ta-Zr-Fe 形状记忆合金的马氏体相变和形状记忆效应[J]. 材料科学与工艺, 2025,33(5):1-9. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20240007

SI Manman, ZHANG Guoxin, ZHENG Xiaohang, et al. Martensitic transformation and shape memory effect of B-doped Ti-Ta-Zr-Fe shape memory alloys[J]. Materials Science and Technology,2025,33(5):1-9. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20240007