

Сведения о выполненных работах и  
полученных научных результатах в 2022 году

по проекту «**Высокотемпературная сверхэластичность в высокоэнтروпийных высокопрочных монокристаллах (TiHfZr)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Co<sub>10</sub>Cu<sub>15</sub> и высокопрочных монокристаллах FeMnNiAlX (X = 0, Cr, Ti)**»,  
поддержанному Российским научным фондом

Соглашение № 22-19-00017

Руководитель: Чумляков Юрий Иванович, д-р физ.-мат. наук

Впервые методом Бриджмена выращены монокристаллы (TiZrHf)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Co<sub>10</sub>Cu<sub>15</sub> (ат. %) и изготовлены образцы [001], [011], [111]. Показано, что температуры МП Ms, Mf для прямого превращения и As, Af для обратного превращения равны, соответственно, 404 К, 250 К и 278 К, 435 К. Температура Ms > As и такие превращения относятся к превращениям второго типа, в которых упругая энергия ΔGel, генерируемая при B2-B19' превращениях, превышает удвоенную энергию диссипации ΔGdis, ΔGel > 2ΔGdis.

В кристаллах после роста, гомогенизации и отжига при 723–923 К, 3 часа напряжения начала B2-B19' МП σ<sub>0.2</sub> при сжатии зависят от температуры по близкому к линейному закону и описываются соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$d\sigma_{0.2}(T)/dT = - \Delta H / \varepsilon_0 T_0 = - \Delta S / \varepsilon_0$$

здесь ε<sub>0</sub> – деформация превращения, T<sub>0</sub> – температура равновесия фаз, ΔS и ΔH – соответственно, изменение энтропии и энтальпии при превращении.

Показано, что α[001] = 5.3 МПа/К для [001]-кристаллов, α[011] = 5.5 МПа/К и α[111] = 4.8 МПа/К и слабо зависят от термических обработок.

Установлено, что СЭ имеет место в широком температурном интервале от Ms = 404 К до T = 500–525 К и, следовательно, исследуемые сплавы являются сплавами с высокотемпературной СЭ. Максимальные значения СЭ εСЭ зависят от ориентации кристаллов и εСЭ[001] = 3.8 %, εСЭ[011] = 4.4 %, εСЭ[111] = 3.5 %. Величина ЭПФ εЭПФ составила εЭПФ[001] = 3.0 %, εЭПФ[011] = 4.7 %, εЭПФ[111] = 2.0 %.

Петли СЭ имеют характерный «сигарообразный» вид и B2-B19' МП под нагрузкой характеризуется высоким коэффициентом трансформационного упрочнения Θ = dσ/dε в отличие от «флагообразного» вида, который наблюдается в бинарных монокристаллах TiNi при растяжении. Кривые деформации ε в зависимости от температуры T в экспериментах по исследованию ЭПФ при охлаждении/нагреве при различных уровнях внешних напряжений характеризуются большими интервалами ΔM = Ms–Mf и ΔA = Af–As и As < Ms. Установлено, что напряжения начала прямого B2-B19' МП σ<sub>0.2</sub>(Ms) оказываются ниже, чем напряжения начала обратного B19'-B2 превращения σ<sub>0.2</sub>(As). Найденные особенности развития МП под нагрузкой при изотермических испытаниях (СЭ) и изобарических испытаниях (ЭПФ при охлаждении/нагреве под нагрузкой) и As < Ms свидетельствуют о большом

уровне запасенной упругой энергии  $\Delta G_{el}$  по сравнению с рассеянной энергией  $\Delta G_{dis}$ ,  $\Delta G_{el} \geq 2\Delta G_{dis}$ .

Установлено, что напряжения начала В2-В19' МП в изобарических экспериментах оказываются ниже, чем в изотермических экспериментах в интервале их значений напряжений  $\sigma_{0.2} < 300\text{--}400$  МПа, а в интервале больших напряжений начала В2-В19' превращений происходят при одних и тех же значениях  $\sigma_{0.2}$ . Разработана термодинамическая схема, которая описывает различие напряжений начала переходов в изобарических и изотермических экспериментах, основываясь на различном уровне упругой энергии  $\Delta G_{el}$ , генерируемой при В2-В19' переходах.

При изотермических экспериментах при всех температурах испытания образуется ориентированный мартенсит, а при изобарических экспериментах при малых значениях приложенных напряжений  $\sigma$  образуется смесь двух морфологий мартенсита – самоаккомодирующей структуры и ориентированный мартенсит. С ростом напряжений объемная доля ориентированного мартенсита возрастает, а самоаккомодирующего мартенсита уменьшается. При  $\sigma \geq 300\text{--}400$  МПа в обоих экспериментах образуется только ориентированный мартенсит. Упругая энергия для ориентированного мартенсита  $\Delta G_{el}(\text{ориен})$  выше, чем для самоаккомодирующего мартенсита  $\Delta G_{el}(\text{сам})$ , что и объясняет различие в напряжениях начала переходов в изотермических и изобарических экспериментах. При больших напряжениях  $\sigma \geq 300\text{--}400$  МПа в обоих случаях образуется только ориентированный мартенсит, что обеспечивает равенство напряжений начала В2-В19' превращения.

Показано, что гомогенизация и отжиг при 723–923 К, 3 часа не приводит к изменению температур МП и уровня прочностных свойств высокотемпературной В2-фазы.

Электронно-микроскопические исследования не обнаружили выделения частиц вторичных фаз, что подтверждает известные ранее в литературе наблюдения по замедлению диффузии в высокоэнтропийных сплавах (TiZrHf)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Co<sub>10</sub>Cu<sub>15</sub> по сравнению с бинарными NiTi и тройными NiTiHf сплавами. Установлено, что гомогенизация и отжиг не оказывают влияния на величину ЭПФ и СЭ, прочностные свойства В2-фазы.

Исследовано развитие В2-В19' МП в олиго- и поликристаллах высокоэнтропийного сплава (TiZrHf)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Co<sub>10</sub>Cu<sub>15</sub> (ат. %). Показано, что олигокристаллы, содержащие в сечении образца 3–8 зерен, испытывают В2-В19' МП подобно ранее установленным для монокристаллов этих сплавов. Найдено, что величина  $\alpha = d\sigma_{0.2}/dT$  в интервале температур развития превращений под нагрузкой, величины СЭ  $\epsilon_{СЭ}$  и ЭПФ  $\epsilon_{ЭПФ}$ , температурный интервал СЭ оказываются близкими к установленным для монокристаллов.

В поликристаллах величина  $\epsilon_{СЭ} = 2.4$  %,  $\epsilon_{ЭПФ} = 2.0$  %,  $\alpha = d\sigma_{0.2}/dT$  близки к найденным на монокристаллах.

Установлено, что в моно- и поликристаллах после роста, гомогенизации и отжига 723–923 К СЭ обнаружена в температурном интервале от  $M_s$  до  $A_f$ . Согласно выводам термодинамики развития термоупругих МП под нагрузкой СЭ наблюдается только при  $T > A_f$ , когда возникающий под нагрузкой мартенсит оказывается

термодинамически неустойчивым и происходит обратное превращение. Физическая причина развития СЭ в интервале температур от  $M_s$  до  $A_f$  связана с генерацией при прямом превращении высокого уровня упругой энергии  $\Delta G_{el}$ , которая в сочетании с малыми значениями  $\Delta G_{dis}$ , приводит к развитию СЭ.

Итак, сильное искажение В2 решетки в высокоэнтропийных сплавах TiZrHf)50Ni25Co10Cu15 за счет легирования атомами Hf, Zr, Co, Cu приводит к новым особенностям развития В2-В19' превращений по сравнению с бинарными сплавами TiNi. При мартенситных переходах генерируется высокий уровень упругой энергии  $\Delta G_{el}$ , который определяет развитие СЭ в температурном интервале от  $M_s$  до  $A_f$ , создает условия для высоких значений коэффициента трансформационного упрочнения  $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ . В результате исследуемые высокоэнтропийные сплавы являются высокопрочными сплавами с высокотемпературными ЭПФ и СЭ.