

Н. Ю. Юрченко*

НИЛ «Объемных наноструктурных материалов», НИУ «БелГУ», г. Белгород

* yurchenko_nikita@bsu.edu.ru,

Научный руководитель – проф., д-р техн. наук Г. А. Салищев

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$

Исследованы структура и механические свойства высокоэнтропийного сплава $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$. В литом состоянии и после отжига при $T = 1400$ °С сплав состоит из оцк и B2 фаз. Отжиг приводит к увеличению прочности при $T = 22$ °С с 1195 МПа до 1470 МПа и падению пластичности с 11,6 до 0,6 %, но не влияет на высокотемпературную прочность: при $T = 800$ °С пределы текучести литого и отожженного состояния равны 600 и 625 МПа, соответственно. Продемонстрировано хорошее соответствие между результатами термодинамического моделирования и экспериментальными данными.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, структура, механические свойства, термодинамическое моделирование, фазовые превращения

N. Yu. Yurchenko

INVESTIGATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ HIGH-ENTROPY ALLOY

Structure and mechanical properties of the $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ high-entropy alloy were studied. In the as-cast state and after annealing at $T = 1400$ °C, the alloy consists of bcc and B2 phases. Annealing increases the strength at $T = 22$ °C from 1195 MPa to 1470 MPa and decreases the plasticity from 11.6 to 0.6 %, but does not affect high-temperature strength: at $T = 800$ °C, yield strengths of the as-cast and annealed states are equal to 600 and 625 MPa, respectively. A good correlation between results of thermodynamic modeling and experimental data was demonstrated.

Keywords: high-entropy alloys, structure, mechanical properties, thermodynamic modeling, phase transformations.

Концепция высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов) – сплавов, состоящих из 5 и более элементов, взятых в эквипроцентных концентрациях, – была предложена Yeh [1] в 2004 году и предполагала формирование в таких сплавах неупорядоченных твердых растворов вследствие высокой энтропии смешения. Однако, как было показано позже, высокая энтропия

смешения не является ни достаточным, ни необходимым условием фазообразования в данных сплавах [2]. Тем не менее, переход от традиционного подхода к созданию металлических сплавов на основе одного базового компонента к многокомпонентному легированию позволил получить композиции с высокими механическими свойствами [3]. В частности, в 2010 году были представлены ВЭСы на основе тугоплавких элементов, продемонстрировавшие высокую прочность вплоть до 1600°C [4]. Основным недостатком этих сплавов – высокую плотность ($> 10 \text{ г/см}^3$) – было предложено устранить за счет использования более легких элементов с высокими температурами плавления (Cr, Ti, Nb, V, Zr), а также Al. В результате был разработан сплав $\text{AlMo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{TiZr}$ с плотностью $7,4 \text{ г/см}^3$ и структурой, состоящей из упорядоченной B2 матрицы и гомогенно распределенных в ней наноразмерных кубоидов неупорядоченной оцк фазы [5]. Такой микроструктурный дизайн обеспечил экстраординарную высокотемпературную прочность, но ограниченную пластичность в интервале температур 22–800°C. Очевидно, наличие упорядоченной B2 матрицы оказывает определяющее влияние на механические свойства сплава. Недавно было показано, что механическое поведение B2 фазы в ВЭСах на основе тугоплавких элементов сильно зависит от степени упорядочения, которая, свою очередь, меняется от содержания Al [6]. Уменьшение концентрации Al снижает степень упорядочения B2 фазы и, тем самым, повышает низкотемпературную пластичность. Вероятно, рост пластичности в сплаве $\text{AlMo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{TiZr}$ также может быть достигнут за счет снижения концентрации Al, при этом пропорциональное увеличение Ti позволит сохранить плотность сплава в диапазоне $7\text{--}7,5 \text{ г/см}^3$. Поэтому целью настоящего исследования было изучение структуры и механических свойств модифицированной композиции на основе системы Al–Mo–Nb–Ta–Ti–Zr, а именно сплава $\text{Al}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{Ti}_{1,5}\text{Zr}$.

На рис. 1 представлена расчетная диаграмма сплава $\text{Al}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{Ti}_{1,5}\text{Zr}$, полученная с помощью программного обеспечения Thermo-Calc и базы данных для высокоэнтропийных сплавов TCHEA2. Моделирование показывает, что сплав кристаллизуется через оцк_B2 фазу, обогащенную Ta, Mo и Nb, при $T = 1618^\circ\text{C}$. При $T = 1525^\circ\text{C}$ начинается выделение оцк_B2#2 фазы, обогащенной Zr, Ti и Al, а при $T = 925^\circ\text{C}$ – фазы Zr_5Al_3 . При $T = 1400^\circ\text{C}$ – температуре гомогенизационного отжига сплава $\text{AlMo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{TiZr}$ – согласно расчетной диаграмме, исследуемый сплав имеет двухфазную структуру с объемной долей фаз оцк_B2 и оцк_B2#2 равной 64 и 35 %, соответственно.

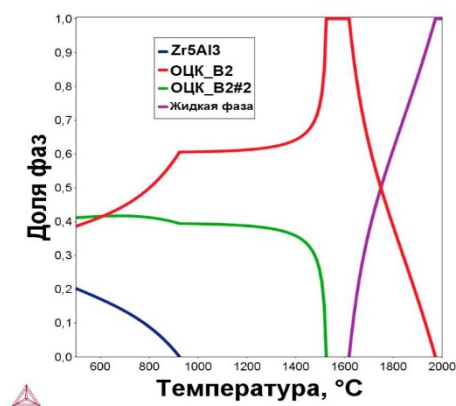


Рис. 1. Расчетная диаграмма сплава $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$

На рис. 2 приведены рентгенограммы сплава $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ в литом состоянии и после отжига при $T = 1400^{\circ}C$ со скоростью нагрева и охлаждения $10^{\circ}C/мин$. Как в литом, так и в отожженном состояниях сплав $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ состоит из оцк и B2 фаз, что хорошо согласуется с данными термодинамического моделирования (рис. 1). Параметры кристаллических решеток оцк и B2 фаз находятся в интервале $0,3280-0,3290$ нм и $0,3330-0,3346$ нм, соответственно.

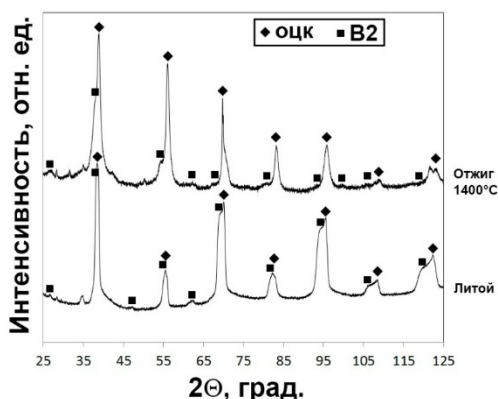


Рис. 2. Рентгенограммы сплава $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ в литом состоянии и после отжига при $1400^{\circ}C$ со скоростью нагрева и охлаждения $10^{\circ}C/мин$

На рис. 3 показаны РЭМ-изображения микроструктуры сплава $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ в литом и отожженном состояниях. В литом состоянии наблюдается сильно выраженная дендритная структура. Дендриты (светлые области на рис. 3, а) обогащены Ta, Mo и Nb, тогда как междендритные области (темные области на рис. 3, а) – Zr, Ti и Al. После отжига при $1400^{\circ}C$ формируется зеренная структура со средним размером 125 ± 65 мкм (рис. 3, б). Внутри зерен можно наблюдать субзерна, структура границ которых похожа на структуру корзиночного плетения, обнаруженную ранее в сплаве $AlMo_{0,5}NbTa_{0,5}TiZr$ [5]. Однако в

исследуемом сплаве размеры пластин несколько меньше, чем в сплаве $\text{AlMo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{TiZr}$, и равны 50 ± 10 нм.

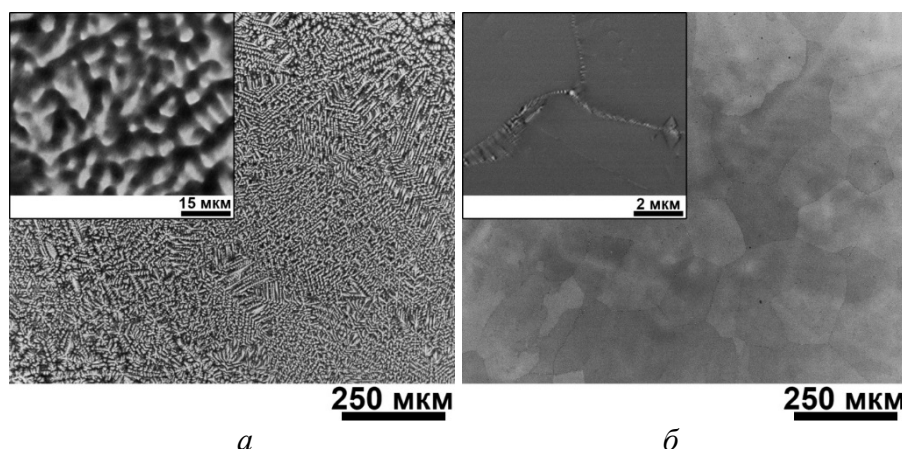


Рис. 3. РЭМ-изображения микроструктуры сплава $\text{Al}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{Ti}_{1,5}\text{Zr}$: *а* – в литом состоянии; *б* – после отжига при 1400°C со скоростью нагрева и охлаждения $10^\circ\text{C}/\text{мин}$

Исследование плотности сплава $\text{Al}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{Ti}_{1,5}\text{Zr}$ методом гидростатического взвешивания показало хорошее совпадение экспериментальных ($7,32 \text{ г}/\text{см}^3$) и расчетных (по правилу смеси) данных ($7,30 \text{ г}/\text{см}^3$). Измерение микротвердости в литом состоянии и после отжига при 1400°C показало, что отжиг повышает микротвердость сплава с 495 HV до 745 HV.

На рис. 4 представлены кривые напряжение–деформация, а в табл. 1 приведены данные по механическим свойствам, полученным в ходе испытаний на одноосное сжатие сплава $\text{Al}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{NbTa}_{0,5}\text{Ti}_{1,5}\text{Zr}$. При $T = 22^\circ\text{C}$, сплав в литом состоянии показывает предел текучести, $\sigma_{0,2}$, равный 1195 МПа и разрушается при 1545 МПа, достигая 11,6 % относительной деформации. Отожженный сплав при данной температуре показывает более высокий предел текучести ($\sigma_{0,2} = 1470$ МПа), но крайне низкую пластичность – $\epsilon = 0,6$ %. При $T = 800^\circ\text{C}$, оба состояния показывают практически одинаковые пределы текучести (~ 600 МПа) и могут быть продеформированы до заданной степени деформации (50 %) без разрушения. Вид кривых напряжение–деформация также схож: в обоих состояниях присутствует стадия упрочнения с отчетливым пиком, сменяющаяся протяженной стадией разупрочнения.

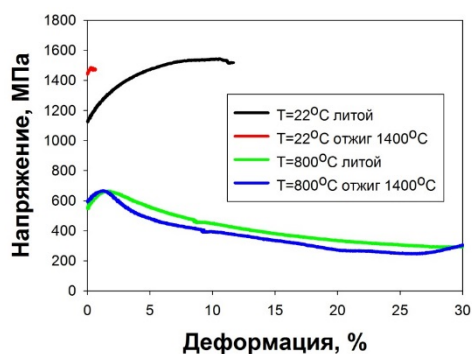


Рис. 4. Кривые напряжение–деформация сплава $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ в литом состоянии и после отжига $1400\text{ }^{\circ}C$ $10\text{ }^{\circ}C/мин$

Таблица 1

Механические свойства сплава $Al_{0,5}Mo_{0,5}NbTa_{0,5}Ti_{1,5}Zr$ в литом состоянии и после отжига $1400\text{ }^{\circ}C$ $10\text{ }^{\circ}C/мин$

| Состояние | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_{\text{пик}}$, МПа | ϵ , % |
|--------------------------------|----------------------|-----------------------------|----------------|
| T = 22 °C (литой) | 1195 | 1545 | 11,6 |
| T = 22 °C (1400 °C 10 °C/мин) | 1470 | 1475 | 0,6 |
| T = 800 °C (литой) | 600 | 665 | > 30 |
| T = 800 °C (1400 °C 10 °C/мин) | 625 | 665 | > 30 |

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-00214 мол_a

ЛИТЕРАТУРА

1. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes / J. W. Yeh [et al.] // *Adv. Eng. Mater.* 2004. V. 6. P. 299–303.
2. Miracle D. B. A critical review of high entropy alloys and related concepts / D. B. Miracle, O. N. Senkov // *Acta Mater.* 2017. V. 122. P. 448–511.
3. fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications / B. Gludovatz [et al.] // *Science.* 2014. V. 345 P. 1153–1158.
4. Refractory high-entropy alloys / O. N. Senkov [et al.] // *Intermetallics.* 2010. V. 18. P. 1758–1765.
5. Senkov O. N. Effect of aluminum on the microstructure and properties of two refractory high-entropy alloys / O. N. Senkov, S. V. Senkova, C. Woodward // *Acta Mater.* 2014. V. 68. P. 214–228.
6. Structure and mechanical properties of B2 ordered refractory $AlNbTiVZr_x$ ($x = 0-1.5$) high-entropy alloys / N.Y. Yurchenko [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A.* 2017. V. 704. P. 82–90.