

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.4

### МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С ИТТРИЕМ И СКАНДИЕМ

© 2023 г. И. С. Сипатов<sup>а</sup>, \*, О. А. Королёв<sup>а</sup>, Е. В. Игнатъева<sup>а</sup>, Л. А. Маршук<sup>а</sup>,  
Б. Р. Гельчинский<sup>а</sup>, А. А. Ремпель<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт металлургии УрО РАН, ул. Амундсена, 101, Екатеринбург, 620016 Россия

\*e-mail: ivan.sipatov@gmail.com

Поступила в редакцию 11.05.2023 г.

После доработки 22.08.2023 г.

Принята к публикации 29.08.2023 г.

Представлены результаты исследования структуры и химического состава высокоэнтропийных сплавов GdTbDyHoSc и GdTbDyHoY эквиатомного состава, которые рассматривают в качестве материалов для магнитных генераторов холода. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии определены температуры солидуса и ликвидуса изучаемых сплавов. На основании этих данных выбран экспериментальный режим термоциклической обработки. Признаков разрушения сплавов после пяти циклов испытаний на термостойкость в режиме: выдержка 15 мин при 1073 К (~0.6 от температуры плавления) с последующей закалкой в воду комнатной температуры, не наблюдали. Установлено, что примененная термообработка привела к повышению твердости сплавов в 2–3 раза и снижению износостойкости в 4–40 раз в зависимости от состава сплавов и числа циклов термической обработки. Существенное изменение свойств сплавов связано с образованием оксидов типа R<sub>3</sub>M<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не только на поверхности сплавов, но и в их объеме, что обусловлено высокой химической активностью редкоземельных металлов. Представленные данные будут полезны для разработки режимов термической и термомеханической обработки изученных сплавов.

*Ключевые слова:* редкоземельный металл (РЗМ), высокоэнтропийный сплав (ВЭС), скандий, иттрий, ГПУ твердый раствор, твердость, износостойкость

**DOI:** 10.31857/S0015323023600788, **EDN:** GGUVPY

#### ВВЕДЕНИЕ

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) привлекают внимание исследователей благодаря наличию ряда уникальных свойств ВЭС: механических [1–3], электрических [4, 5] и магнитных [6, 7], водород сорбционных [8, 9]. При этом литые образцы ВЭС могут иметь сложный фазовый состав или состоять из твердого раствора с различной кристаллической структурой (ОЦК, ГЦК или иной). Если тугоплавким ВЭС на основе элементов V, Nb, Ta, W, Mo, которые преимущественно имеют ОЦК-структуру [1, 4, 5, 8, 9], и сравнительно легкоплавким ВЭС на основе металлов Cr, Mn, Fe, Co, Ni, имеющим обычно ГЦК структуру [3, 10–13], посвящено очень много работ, то изучению свойств ВЭС на основе редкоземельных металлов (РЗМ) относительно мало [6, 7]. Основное внимание к ВЭС на основе РЗМ обусловлено их магнитными свойствами. Сплавы на основе тяжелых магнитных лантаноидов Gd, Tb, Dy и Ho легко формируют ВЭС из-за близости основных кристаллохимических свойств этих элементов (радиус атома,

тип и параметры решетки, электроотрицательность), для которых критерии Юм–Розери заведомо выполняются.

В первых работах, посвященных изучению ВЭС на основе РЗМ, основное внимание уделялось их синтезу и изучению структуры [14, 15]: сплавы, синтезированные в дуговой или левитационной высокочастотной печах, имели эквиатомный состав (GdTbDyHoY, GdTbDyLuY и GdTbDyTmLu) и преимущественно ГПУ решетку.

Затем фокус исследований ВЭС на основе РЗМ был смещен на определение их магнитных свойств [6, 7, 16]. В работе [7] изучалась серия сплавов с ГПУ решеткой GdTbHoEr, GdTbHoErLa, GdTbHoErLaY, имеющих эквиатомный состав. Анализ показал, что первый из перечисленных сплавов при криогенных температурах демонстрирует самое высокое значение хладостойкости 924.48 Дж кг<sup>-1</sup> [7], а другие сплавы имели в 2–4 раза меньшие значения. Тем не менее это открывает перспективы создания высоко-эффективных магнитных генераторов холода на основе

подобных систем [7, 17]. Однако возникает вопрос о термической стабильности ВЭС на основе РЗМ. В условиях воздействия магнитным полем на сплав GdTbDyHoY выявили три различных фазовых состояния в диапазонах температур 300–75, 75–20 и 20–2 К [6]. В работе [17] изучены особенности кристаллизации эквиатомных ВЭС GdTbDyHoY и GdTbDyHoSc, описана их структура и термическая стабильность после 2 ч отжига в вакууме. Показано, что в сплавах, полученных в дуговой печи, основная фаза – это твердые растворы с ГПУ-решеткой. После отжига при температуре 1173 К в сплаве GdTbDyHoSc доля сложных оксидов типа  $R_3M_2O_3$  увеличилась с 2–3 до 5 мас. %. В литом состоянии ВЭС GdTbDyHoY имел состав аналогичный сплаву GdTbDyHoSc, а после отжига представлял смесь фаз: твердые растворы ГПУ (пр. гр.  $R_6_3/mmc$ ) и ГЦК (пр. гр.  $Fm\bar{3}m$ ), последний был отнесен к окислу типа  $R_3M_2O_3$ , и неизвестная фаза, их соотношение соответственно было 73, 25 и 2 мас. % [17].

Для многих сплавов добавление немагнитных элементов, а именно, скандия и иттрия приводит к существенному улучшению свойств. Малые добавки скандия к алюминиевым сплавам приводят к измельчению зерна и повышению пластичности, прочностных характеристик, а также улучшают коррозионную стойкость [18–21]. Введение иттрия в состав сплавов выполняют с целью улучшения их служебных характеристик: прочностных, фазовой стабильности, водородопроницаемости и коррозионной стойкости [21–25].

Как отмечено выше, сплавы GdTbDyHoSc и GdTbDyHoY эквиатомного состава (далее – РЗМ–Sc и РЗМ–Y соответственно) интересны своими магнитными свойствами, но из-за высокой химической активности металлов, входящих в состав сплавов, они могут быть использованы только для специальных задач, например, в изделиях для космических аппаратов. При этом изготовление массивных изделий из рассматриваемых сплавов маловероятно из-за их относительно высокой стоимости по сравнению с обычными материалами, а применение в форме тонких пластин или фольги более вероятно. Для оценки механических свойств (в частности пластичности сплавов с целью производства тонколистовых изделий) необходимы данные о твердости и микротвердости ВЭС. Данные о твердости материалов и износостойкости в условиях сухого трения могут быть полезны для оценки их надежности и долговечности. Для такой оценки и выбора режимов термомеханической обработки сплавов необходимы сведения об их температурах плавления ( $T_{пл}$ ) и термостойкости. Настоящая работа служит своеобразным развитием исследований ВЭСов РЗМ–Sc и РЗМ–Y [17, 24, 26] с целью получения новых данных, необходимых для разра-

ботки режимов термической или термомеханической обработки данных сплавов.

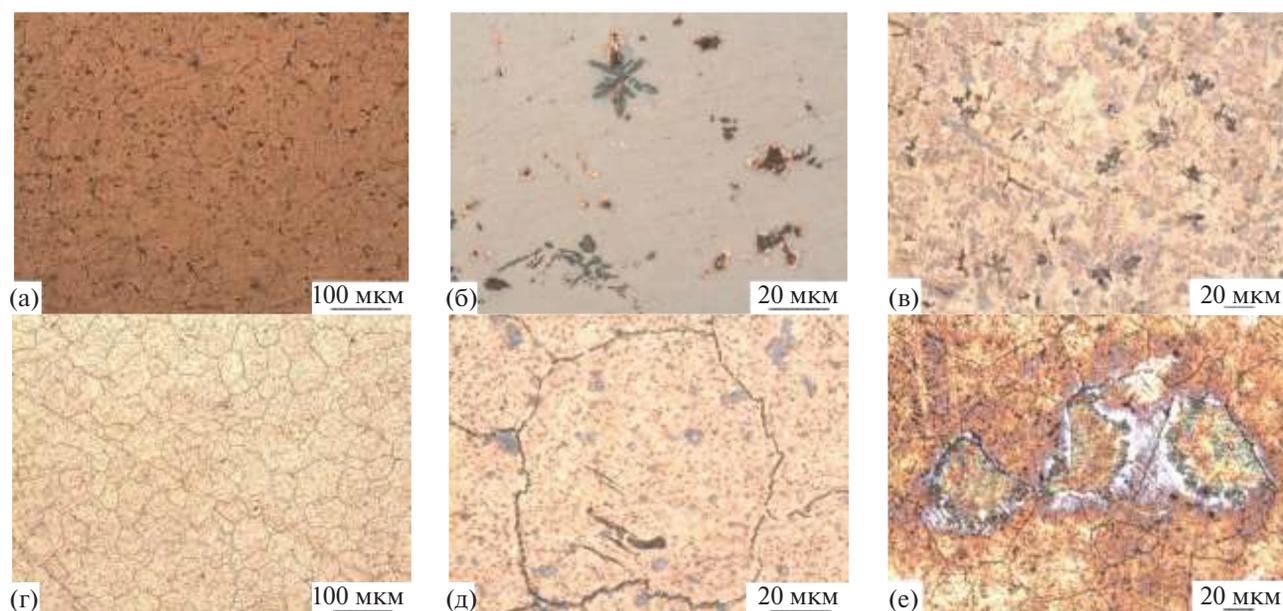
## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Образцы сплавов РЗМ–Sc и РЗМ–Y массой около 20 г были получены из металлов чистотой  $\geq 99.9\%$  в ходе дуговой плавки в инертной атмосфере (Ar с чистотой 99.993 об. %). Для гомогенизации образцы сплавов переплавляли 6 раз на плоской площадке медного водоохлаждаемого пода, в результате переплавов получали слитки схожие по форме с диском, диаметр и высота которых была соответственно до 25 и до 5 мм. Скорость охлаждения образцов (расплав-слиток) в диапазоне температур от 2700 до 950 К составляла около 250 К/с, затем скорость охлаждения снижалась в несколько раз. Образцы заданной формы для каждой из экспериментальных методик готовили с использованием отрезной машины IsoMet 5000 (Buehler), резку осуществляли алмазным диском в струе воды для предотвращения перегрева образца. Из-за высокой реакционной способности компонентов сплавов подготовку шлифов проводили с использованием глицерина в качестве смазочно-охлаждающей жидкости. Для шлифовки использовали SiC шкурки, а полировку производили на сукнах с добавлением водных алмазных суспензий зернистостью 9, 3 и 1 мкм. Микротвердость литых образцов измеряли на приборе Micromet-5103 (Buehler). Для металлографического анализа полученных образцов использовали оптический микроскоп Olympus GX-51 с программным обеспечением SIAMS 700 и сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss Evo, оснащенный приставкой для энергодисперсионного химического анализа (EDX). Содержание кислорода в образцах определяли с помощью анализатора ONH-2000 ELTRA.

Для выбора режима испытаний на термостойкость были определены температуры солидуса и ликвидуса с использованием дифференциального сканирующего калориметра (ДСК) STA 449C (Netzsch). ДСК был откалиброван по стандартным образцам (алюминий, золото, индий и серебро). Для измерений в потоке аргона (60 мл/мин) использовали образцы массой  $20.1 \pm 0.1$  мг, а скорость нагрева в диапазоне температур от 300 до 1800 К составляла 10 К/мин.

Твердость литых образцов и образцов после каждого цикла испытаний ВЭС на термостойкость определяли методом Роквелла, используя твердомер TP 5006.

Испытания на термостойкость состояли из пяти циклов нагрев–выдержка–закалка. Режим теплосмен был следующим: образцы помещали в печь сопротивления, разогретую до 1073 К, после установления заданной температуры выдержива-



**Рис. 1.** Структура литых сплавов РЗМ–Sc (а, б – сразу после полировки, в – по прошествии нескольких часов после полировки) и РЗМ–Y (г – сразу после полировки, д, е – по прошествии нескольких часов после полировки). Оптическая микроскопия.

ли 15 мин и проводили закалку в воду, имеющую температуру  $290 \pm 2$  К. После каждого цикла проводили замеры твердости, массы и осмотр на наличие признаков разрушения.

Для определения износостойкости использовали машину трения СМТ-1М модель 2070, испытания проводили по схеме неподвижный образец – жесткий вращающийся диск (контртело) [27]. В качестве эталонного образца использовали образец стали 20Х13 (DIN 1.4021), имевший значения твердости 35 HRC и плотности ( $\rho_{\text{эталон}}$ )  $7.67 \text{ г см}^{-3}$ . С учетом полученных результатов определяли значения относительной износостойкости ( $K$ ) по формуле (1) [27], где  $\langle \Delta m_{\text{эталон}} \rangle$ ,  $\langle \Delta m_{\text{вэс}} \rangle$  – средне-арифметические значения потери массы эталонного образца и образца ВЭС,  $N_{\text{эталон}}$ ,  $N_{\text{вэс}}$  – количество оборотов ролика при испытаниях эталонного материала и ВЭС,  $\rho_{\text{эталон}}$ ,  $\rho_{\text{вэс}}$  – плотность эталонного материала и ВЭС, которая определялась аддитивно согласно [4, 28, 29]:

$$K = \frac{\langle \Delta m_{\text{эталон}} \rangle N_{\text{вэс}} \rho_{\text{вэс}}}{\langle \Delta m_{\text{вэс}} \rangle N_{\text{эталон}} \rho_{\text{эталон}}} \quad (1)$$

Контртело в форме диска для каждого образца было изготовлено из однородной цилиндрической заготовки диаметром 55 мм из стали марки ШХ15 (аналог DIN 1.3505). Все контртела были закалены в воду до твердости 62 HRC, затем поверхность торца шлифовкой-полировкой довели до шероховатости  $R_a = 2.0\text{--}2.5$  мкм. Испытания литых образцов и образцов после 5 теп-

лосмен на износостойкость проводили при следующих параметрах: скорость вращения контртела 200 об./мин, нагрузка на образец 200 Н, смазку не использовали. Время испытания на износостойкость составляло 1 ч, а взвешивание проводили каждые 15 мин на весах CAS MWP-150.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### *Структура и температура плавления сплавов*

Металлографический анализ структуры (рис. 1) позволил установить, что средний размер зерен в центральной части слитков обоих сплавов находится в диапазоне 50–70 мкм. Дополнительно было замечено, что отдельные зерна окисляются более существенно, чем другие (рис. 1 в, 1е) при прочих равных условиях подготовки и хранения. По прошествии непродолжительного времени (несколько часов на воздухе) на поверхности образцов появляются (рис. 1д) и затем разрастаются (рис. 1е, 1в) зоны с оксидной пленкой – серые пятна. Неоднородное окисление поверхности шлифов связано с различиями в кристаллографической ориентации зерен, а также с несовершенством структуры, обусловленным высокой скоростью охлаждения перегретых образцов сплавов в дуговой печи. Для снятия напряжений и снижения дефектности структуры обычно производят термо- или термомеханическую обработку сплавов с учетом данных об их температурах плавления.

По результатам ДСК-анализа установили, что температуры солидус и ликвидус для сплава

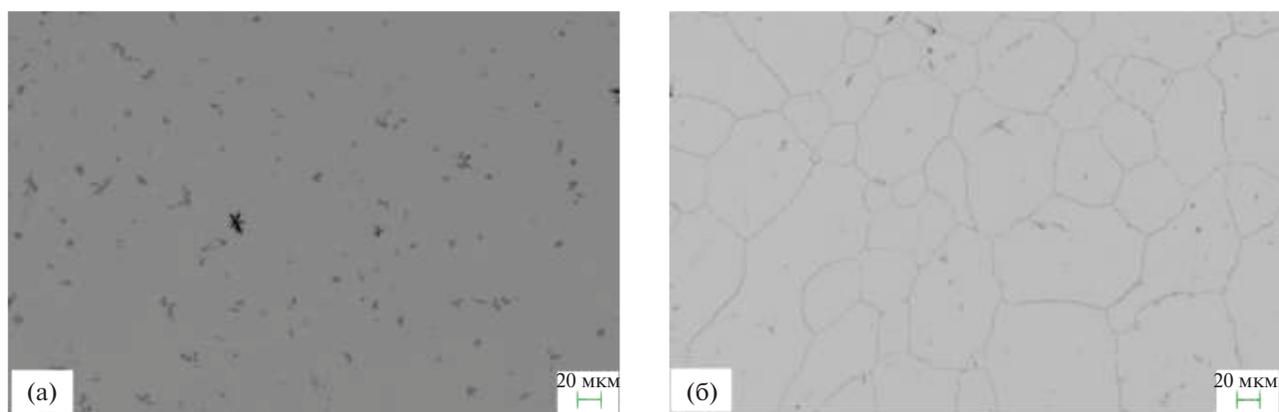


Рис. 2. Структура литых сплавов P3M–Sc (а) и P3M–Y (б), СЭМ.

P3M–Y имеют следующие значения  $1710 \pm 1$  и  $1761 \pm 1$  К, а для P3M–Sc соответственно –  $1675 \pm 1$  и  $1731 \pm 1$  К. Эти данные послужили основанием для выбора температуры испытаний на термостойкость. Хотя такие испытания проводят в широком интервале температур  $(0.45–0.8)T_{пл}$  [30], было решено ограничиться значением  $(\sim 0.6 T_{пл})$ .

На изображениях (рис. 2), полученных в обратно отраженных электронах, структуры литых сплавов P3M–Sc и P3M–Y видно, что в матрице присутствует небольшое количество примесных фаз – твердых растворов Sc (дендритной формы) и Y (глобулярной формы) переменного состава, а также дефектов (темные участки изображений), в том числе в форме пластинчато-игольчатых выделений в сплаве P3M–Y. Выделения такой формы в сплаве GdTbdyLuY наблюдали также в работе [14] и связали с термическим напряжением, возникающим из-за режима охлаждения. Наличие небольшого количества примесных фаз согласуется с результатами рентгенофазового анализа сплавов P3M–Y и P3M–Sc [17]. Проведенный EDX анализ показал, что химический состав матрицы сплавов близок к номинальному, т.е. отклонение содержания элементов составляет  $\pm 1$  ат. %. В составе примесных фаз, которые в основном расположены вблизи или на границах зерен, наблюдалось повышенное содержание кислорода. Анализ EDX на границах зерен помимо кислорода позволил

обнаружить небольшое количество углерода. Измерения на анализаторе ONH-2000 показали, что содержание кислорода в обоих сплавах не превышает 0.3 мас. %.

Измерения показали, что значения микротвердости матрицы обоих сплавов достаточно близки друг к другу (табл. 1). Значения микротвердости, полученные на границе зерен, различаются почти в 2 раза, что не может быть объяснено лишь вытеснением кислорода на границы зерен.

Возможно, на границах в сплаве P3M–Y образуются соединения  $P3M_2O_3$ , как указано в работе [17]. Кроме того, упрочнение на границах может быть связано со значительными напряжениями, возникшими при быстрой кристаллизации, что подтверждается и видом границ зерен (рис. 1а, 1д). Определить истинные значения микротвердости твердых растворов Sc и Y в сплавах не удалось из-за малых размеров примесных фаз.

Микрофотографии поверхности сплавов в литом состоянии после вылеживания образцов в течение 1 нед. и после пяти теплосмен представлены на рис. 3. Из сравнения рис. 3а и 3б видно, что на поверхности сплава P3M–Sc образовался ярко выраженный слой (вероятно, оксидный) красного цвета, а у сплава P3M–Y лишь немного снизилась отражающая способность. При анализе микрофотографий существенного изменения формы

Таблица 1. Микротвердость литых сплавов, твердость сплавов до и после термоциклической обработки

Состав	Микротвердость, HV		Твердость, HRC			
	матрица	граница зерна	литой сплав	первая закалка	вторая закалка	последующие закалки
P3M–Y	$149 \pm 15$	$309 \pm 30$	$20 \pm 1$	$37 \pm 3$	$37 \pm 3$	$37 \pm 3$
P3M–Sc	$157 \pm 30$	$157 \pm 60$	$21 \pm 1$	$37 \pm 3$	$52 \pm 3$	$52 \pm 3$

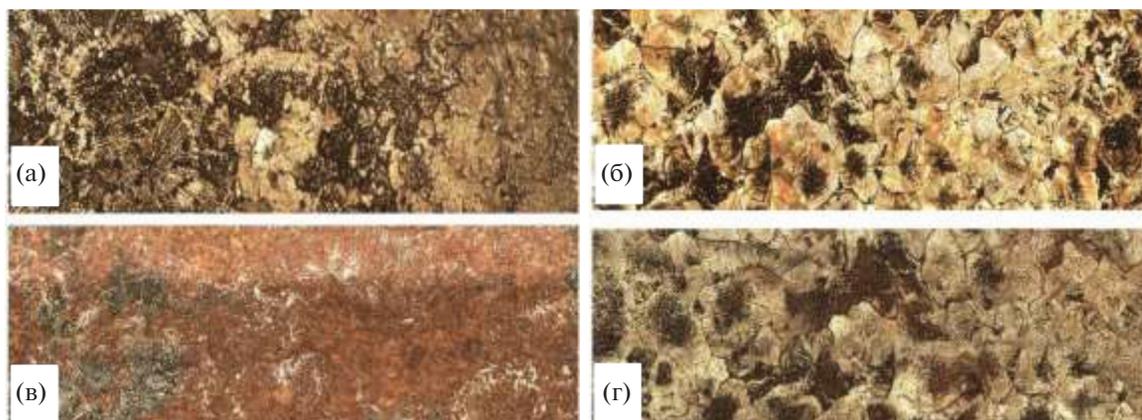


Рис. 3. Микрофотографии поверхности образцов: литого сплава P3M–Sc (а, б) и литого сплава P3M–Y (в, г); а, в – после вылеживания образцов в течение 1 нед; в, г – после испытаний на термостойкость.

и размеров зерна, а также признаков разрушения (трещин, сколов и других дефектов) сплавов выявлено не было.

Изменение массы образцов в ходе термоциклических испытаний представлено на рис. 4. По этим данным можно сделать вывод о том, что в отличие от сплава P3M–Sc, в сплаве P3M–Y после третьей теплосмены на поверхности образуется барьерный слой, препятствующий дальнейшему росту оксидной пленки.

#### Механические свойства

Твердость сплавов уже после первого отжига на воздухе с последующей закалкой увеличилась почти в 2 раза. При последующих четырех теплосменах твердость сплава P3M–Y оставалась постоянной, а для сплава P3M–Sc данный параметр

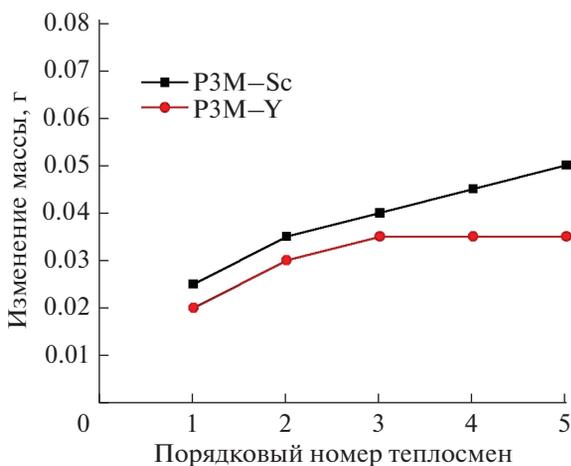


Рис. 4. Изменение массы образцов P3M–Sc и P3M–Y после закалки в воду в ходе термоциклических испытаний.

стал постоянным только после второго закаливания в воду (табл. 1).

На рис. 5 представлены графики потери массы образцов сплавов P3M–Sc и P3M–Y при испытаниях на износостойкость. По результатам взвешивания образцов до и после испытаний определяли среднеарифметические значения потери массы, которые и были использованы для расчетов по формуле (1).

При этом интересно отметить, что снижение массы литого сплава P3M–Y находилось на уровне данного параметра для эталонного образца  $20 \pm 5$  мг, кроме первого 15-минутного отрезка испытаний, в котором потеря массы ВЭС была в 4 раза больше. У литого сплава P3M–Sc на первом этапе испытаний значения потери массы были на уровне 130 мг, а на последнем – 20 мг. Величины потери массы образцов ВЭС существенно

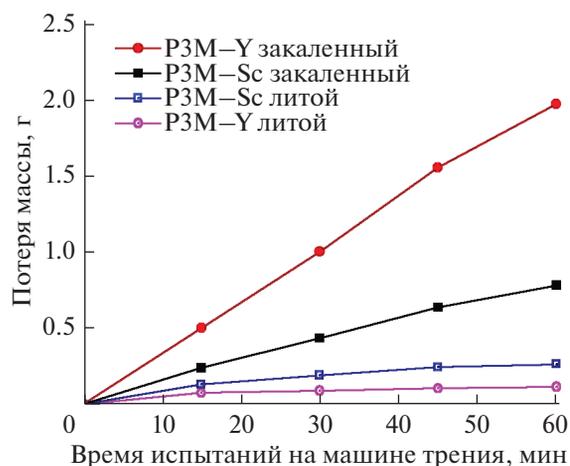


Рис. 5. Потеря массы образцов P3M–Sc и P3M–Y при испытаниях на износостойкость.

**Таблица 2.** Относительная износостойкость ( $K$ ) образцов ВЭС

Сплав	Литой	После окончания термообработки	После окончания термообработки без учета первых 15 мин испытания на машине трения
РЗМ–Sc	0.097	0.287	0.423
РЗМ–Y	0.040	0.688	1.484

возросли после термообработки и стали слабо зависеть от времени испытаний. Данные о величинах относительной износостойкости для сплавов после термоциклической обработки представлены в табл. 2. Видно, что первые 15 мин испытаний оказывают существенное влияние на значение рассчитанного параметра, что может быть обусловлено наличием оксидного слоя на поверхности. Таким образом, износостойкость сплава РЗМ–Sc в литом состоянии и после термообработки отличается в 3–4 раза, а сплава РЗМ–Y – в 20–40 раз. Оксидный слой не удаляли перед испытаниями на машине трения, т.к. предполагали, что он будет удален вскоре после начала испытаний при притирке образец-контртело и не окажет существенного влияния.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Высокоэнтропийные сплавы GdTбDуHoSc и GdTбDуHoY эквивалентного состава, полученные в дуговой печи в инертной атмосфере, состоят преимущественно из твердого раствора с ГПУ решеткой. Однако, не смотря на высокую скорость охлаждения, успевают образоваться некоторое количество мелких включений, твердых растворов богатых Sc или Y, имеющих соответственно дендритную и глобулярную форму. При этом быстрое охлаждение расплавленных в дуговой печи образцов ВЭС на основе РЗМ приводит к появлению дефектов структуры (пластинчато-игольчатые выделения, деформация границ зерен и сегрегация кислорода на них), что обычно негативно сказывается на свойствах сплавов. Для устранения таких дефектов обычно используют термическую или термомеханическую обработку сплавов.

В настоящей работе получены новые данные, которые могут быть применены для разработки режимов обработки ВЭС РЗМ–Sc и РЗМ–Y. Установлено, что величины температур солидуса и ликвидуса для изученных ВЭС близки к друг другу и для сплава РЗМ–Y составляют соответственно 1710 и 1761 К, а для РЗМ–Sc – 1675 и 1731 К. Эти данные послужили основанием для выбора температурного режима ( $\sim 0.6T_{пл}$ ) последующих испытаний по термостойкости. Испытания показали, что оба сплава способны выдерживать, т.е.

не проявлять признаков разрушения, не менее 5 циклов теплосмен: 15 мин выдержка при 1073 К с последующей закалкой в воду температурой 298 К. Полный цикл термообработки не привел к увеличению размеров зерна, но обеспечил повышение твердости сплавов в 2 и 3 раза соответственно для сплавов РЗМ–Y и РЗМ–Sc по сравнению со значениями в литом состоянии. В работе также представлены данные об изменении массы образцов после каждой теплосмены и о результатах испытаний литых и термообработанных образцов на машине трения. По-видимому, существенный вклад в полученные результаты вносит наличие или отсутствие не только оксидного слоя на поверхности сплавов, но и окислов РЗМ в их объеме.

Рассмотренные сплавы ввиду их химического состава активно взаимодействуют с окружающей средой (воздух, вода), что необходимо учитывать при их получении, обработке, изготовлении изделий из них и последующем применении. В случае принятия решения об использовании рассмотренных сплавов, целесообразно предусматривать меры по нанесению на них защитных покрытий.

В работе использовано оборудование ЦКП “Урал-М”. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда 21-43-00015. Коллектив авторов выражает искреннюю благодарность с.н.с. ИМЕТ УрО РАН Быкову В.А. за проведенные исследования методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Moschetti M., Xu A., Schuh B., Hohenwarter A., Couzinié J.P., Kruzic J.J., Bhattacharyya D., Gludovatz B.* On the room-temperature mechanical properties of an ion-irradiated TiZrNbHfTa refractory high entropy alloy // *JOM*. 2020. V. 72. P. 130–138.
2. *Rogachev A.S.* Structure, stability, and properties of high-entropy alloys // *Phys. Met. Metallogr.* 2020. V. 121. P. 733–764.
3. *Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Kolodiy I.V., Tortika A.S., Senkov O.N.* Effect of Mn and M on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 591. P. 11–21.

4. *Uporov S.A., Ryltsev R.E., Sidorov V.A., Estemirova S.K., Sterkhov E.V., Balyakin I.A., Chchelkatchev N.M.* Pressure effects on electronic structure and electrical conductivity of TiZrHfNb high-entropy alloy // *Intermetallics*. 2022. V. 140. P. 107394.
5. *Ishizu N., Kitagawa J.* New high-entropy alloy superconductor  $\text{Hf}_{21}\text{Nb}_{25}\text{Ti}_{15}\text{V}_{15}\text{Zr}_{24}$  // *Results Phys.* 2019. V. 13. P. 102275.
6. *Lužnik J., Koželj P., Vrtnik S., Jelen A., Jagličić Z., Meden A., Feuerbacher M., Dolinšek J.* Complex magnetism of Ho–Dy–Y–Gd–Tb hexagonal high-entropy alloy // *Phys. Rev. B – Condens. Matter. Mater. Phys.* 2015. V. 92. P. 224201.
7. *Lu S.F., Ma L., Wang J., Du Y.S., Li L., Zhao J.T., Rao G.H.* Effect of configuration entropy on magnetocaloric effect of rare earth high-entropy alloy // *J. Alloys Compd.* 2021. V. 874. P. 159918.
8. *Sleiman S., Huot J.* Effect of particle size, pressure and temperature on the activation process of hydrogen absorption in TiVZrHfNb high entropy alloy // *J. Alloys Compd.* 2021. V. 861. P. 158615.
9. *Nygård M.M., Ek G., Karlsson D., Sahlberg M., Sörby M.H., Hauback B.C.* Hydrogen storage in high-entropy alloys with varying degree of local lattice strain // *Int. J. Hydrogen Energy*. 2019. V. 44. P. 29140–29149.
10. *Uporov S., Bykov V., Pryanichnikov S., Shubin A., Uporova N.* Effect of synthesis route on structure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy // *Intermetallics*. 2017. V. 83. P. 1–8.
11. *Bracq G., Laurent-Brocq M., Perrière L., Pirès R., Joubert J.M., Guillot I.* The fcc solid solution stability in the Co–Cr–Fe–Mn–Ni multi-component system // *Acta Mater.* 2017. V. 128. P. 327–336.
12. *Sheikh S., Mao H., Guo S.* Predicting solid solubility in CoCrFeNiMx (M = 4d transition metal) high-entropy alloys // *J. Appl. Phys.* 2017. V. 121. P. 194903.
13. *Acet M.* Inducing strong magnetism in  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}$  high-entropy alloys by exploiting its anti-Invar property // *AIP Adv.* 2019. V. 9. P. 095037.
14. *Takeuchi A., Amiya K., Wada T., Yubuta K., Zhang W.* High-entropy alloys with a hexagonal close-packed structure designed by equi-atomic alloy strategy and binary phase diagrams // *JOM*. 2014. V. 66. P. 1984–1992.
15. *Feuerbacher M., Heidelmann M., Thomas C.* Hexagonal high-entropy alloys // *Mater. Res. Lett.* 2014. V. 3. P. 1–6.
16. *Jelen A., Jang J.H., Oh J., Kim H.J., Meden A., Vrtnik S., Feuerbacher M., Dolinšek J.* Nanostructure and local polymorphism in “ideal-like” rare-earths-based high-entropy alloys // *Mater. Charact.* 2021. V. 172. P. 110837.
17. *Упоров С.А., Эстемирова С.Х., Стерхов Е.В., Зайцева П.В., Скрыльник М.Ю., Шуняев К.Ю., Ремпель А.А.* Особенности кристаллизации, структуры и термической стабильности высокоэнтروпийных сплавов GdTbDyHoSc и GdTbDyHoY // *Расплавы*. 2022. № 5. С. 443–453.
18. *Popova E.A., Kotenkov P.V., Gilev I.O.* Formation of metastable aluminides in alloys of Al–Hf–Sc(Ti) systems // *Met. Sci. Heat Treat.* 2020. V. 61. P. 782–786.
19. *Dorin T., Ramajayam M., Vahid A., Langan T.* Fundamentals of aluminiummetallurgy. Chapter 12 – Aluminiumscandium alloys / Elsevier Ltd. 2018. P. 439–494.
20. *Kaigorodova L.I., Rasposienko D.Y., Pushin V.G., Pilyugin V.P., Smirnov S.V.* Influence of severe plastic deformation on the structure and properties of Al–Li–Cu–Mg–Zr–Sc–Zn alloy // *The Physics of Metals and Metallography*. 2018. V. 119. № 2. P. 161–168.
21. *Udoeva L.Y., Chumarev V.M., Larionov A.V., Zhidovinoва S.V., Tyushnyakov S.N.* Influence of rare earth elements on the structural-phase state of Mo–Si–X (X = Sc, Y, Nd) in situ composites // *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2018. V. 9. P. 257–263.
22. *Da Silveira R.M.S., Guimarães A.V., De Melo C.H., Ribeiro R.M., Farina A.B., Malet L., De Almeida L.H., Araujo L.S.* Effect of yttrium addition on phase transformations in alloy 718 // *J. Mater. Res. Technol.* 2022. V. 18. P. 3283–3290.
23. *Oh J.Y., Ko W.S., Suh J.Y., Lee Y.S., Lee B.J., Yoon W.Y., Shim J.H.* Enhanced high temperature hydrogen permeation characteristics of V–Ni alloy membranes containing a trace amount of yttrium // *Scr. Mater.* 2016. V. 116. P. 122–126.
24. *Uporov S., Sterkhov E., Balyakin I.* Magnetocaloric effect in ScGdHfNb high-entropy alloy // *J. Supercond. Nov. Magn.* 2022. V. 35. P. 1539–1545.
25. *Барков П.Ю., Хомутов М.Г., Главатских М.В., Поздняков А.В.* Влияние иттрия и циркония на структуру и свойства сплава Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg // *Физика металлов и металловедение*. 2022. Т. 123. № 6. С. 637–642.
26. *Uporov S.A., Estemirova S.K., Sterkhov E.V., Balyakin I.A., Rempel A.A.* Magnetocaloric effect in ScGdTbDyHo high-entropy alloy: impact of synthesis route // *Intermetallics*. 2022. V. 151. P. 107678.
27. *ASTM G-77-17* Standard test method for ranking resistance of materials to sliding wear using block-on-ring wear test. 2017. P. 11.
28. *Gelchinski B.R., Balyakin I.A., Yuryev A.A., Rempel A.A.* High-entropy alloys: properties and prospects of application as protective coatings // *Russ. Chem. Rev.* 2022. V. 91. P. 248–253.
29. *Gorbachev I.I., Popov V.V., Katz-Demyanetz A., Eshed E.* Prediction of the phase composition of high entropy alloys based on Cr–Nb–Ti–V–Zr using the calphad method // *The Physics of Metals and Metallography*. 2019. V. 120. № 4. P. 378–386.
30. *Химушин Ф.Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. М.: *Металлургия*, 1969. 752 с.

## Mechanical Properties of High Entropy Alloys Based on Rare Earth Elements with Yttrium and Scandium

I. S. Sipatov<sup>1, \*</sup>, O. A. Korolev<sup>1</sup>, E. V. Ignatieva<sup>1</sup>, L. A. Marshuk<sup>1</sup>,  
B. R. Gelchinskiy<sup>1</sup>, and A. A. Rempel<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620016 Russia*

*\*e-mail: ivan.sipatov@gmail.com*

**Abstract**—The high-entropy alloys GdTbDyHoSc and GdTbDyHoY having equiatomic composition are considered as promising materials for magnetic cold generators. The results of the alloys structure and chemical composition investigation are presented in this paper. The solidus and liquidus temperatures of the alloys under investigation were determined by the method of differential scanning calorimetry. Based on these data, an experimental mode of thermocyclic treatment was selected. There were no signs of alloys destruction after five cycles testing for heat resistance in the following regime: 15 min exposition at 1073 K (~0.6 of the melting temperature) and subsequent quenching in room temperature water. It was found that the applied heat treatment led to an increase in the hardness of the alloys by 2–3 times and a decrease in wear resistance by 4–40 times, depending on the composition of the alloys and the number of heat treatment cycles. A significant change in the properties of alloys is associated with the formation of oxides of the REM<sub>2</sub>O<sub>3</sub> type not only on the surface of the alloys, but also in their volume, which is due to the high chemical activity of rare earth metals (REM). The presented data will be useful for the development of modes of thermal and thermomechanical processing of various alloys.

**Keywords:** rare-earth metal (REM), high entropy alloy (HEA), scandium, yttrium, hcp solid solution, hardness, wear resistance