

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ  
И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 669.25:537.622

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ  
И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ  
В СПЛАВЕ Co–19 ат. % Al–6 ат. % W

© 2015 г. Н. В. Казанцева\*, Н. Н. Степанова\*, М. Б. Ригмант\*, Д. И. Давыдов\*,  
Д. А. Шишкин\*, С. Л. Демаков\*\*, М. А. Рыжков\*\*, Е. П. Романов\*

\*ИФМ УрО РАН, 620137 Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

\*\*Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,

620002 Екатеринбург, ул. Мира, 19

e-mail: kazantseva-11@mail.ru

Поступила в редакцию 11.08.2014 г.

в окончательном варианте – 30.12.2014 г.

Проведено исследование сплава Co–19 ат. % Al–6 ат. % W, полученного двумя способами плавки в инертной среде: дуговая плавка с разливкой в медную водоохлаждаемую изложницу и плавка в индукционной печи с разливкой в керамическую изложницу (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Обнаружено, что фазовый состав сплава и его магнитные свойства зависят от скорости охлаждения слитка после плавки. Образцы находятся в ферромагнитном состоянии до 800°С, сохраняя до ~700°С значение удельной намагниченности  $\sigma = 10 \text{ emu/g}$ . Определены температуры Кюри всех обнаруженных в сплаве фаз. Обнаружено, что формирование в сплаве интерметаллидной фазы Co<sub>7</sub>W<sub>6</sub> увеличивает коэрцитивную силу и снижает намагниченность насыщения в 1.5 раза.

*Ключевые слова:* магнитные свойства, кобальтовые сплавы, фазовые переходы.

DOI: 10.7868/S0015323015060029

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время большое внимание привлечено к сплавам системы Co–Al–W. Эти сплавы рассматриваются как перспективные жаропрочные материалы, прочностные свойства которых не уступают никелевым сплавам [1–5]. В отличие от никелевых жаропрочных сплавов, которые являются парамагнитными во всем диапазоне рабочих температур, кобальтовые жаропрочные сплавы ферромагнитны [4–5]. Кобальт обладает самой высокой температурой Кюри (1121°С) из всех известных ферромагнетиков. Известно [6], что кобальт может использоваться для создания материалов с заданными магнитными свойствами – как магнитомягких, так и магнитотвердых.

Бинарные системы Co–W и Co–Al достаточно хорошо изучены [7]. Известно, что легирование вольфрамом снижает температуру Кюри твердого раствора на основе  $\alpha$ -кобальта до 865°С при содержании 6 ат. % вольфрама в сплаве. В системе Co–Al присутствуют интерметаллидные фазы как парамагнитные (B2–CoAl), так и ферромагнитные (твердый раствор на основе кобальта). Алюминий оказывает сильное влияние на магнитные свойства кобальта, снижая температуру Кюри твердого раствора на основе  $\alpha$ -кобальта до 840°С при содержании 7 ат. % алюминия [8]. Тройная

система Co–Al–W изучена в меньшей степени. Известно, что система Co–Al–W содержит как твердый раствор на основе  $\alpha$ -кобальта, так и многочисленные интерметаллические соединения [1]. Но границы областей гомогенности для этих фаз не определены, поскольку существующие изотермические разрезы диаграммы состояния относятся в основном к высокотемпературной области (900°С и выше) [1–2, 9–13].

Для разработки нового класса жаропрочных магнитных сплавов необходима информация как о низкотемпературных фазовых переходах, так и о магнитных превращениях, данные о которых в тройной системе Co–Al–W отсутствуют.

Сплавы системы Co–Al–W относятся к материалам с большим различием в температурах плавления и с разным удельным весом компонентов. В результате, в литом состоянии, наряду с дендритной ликвацией, также возможна неоднородность в распределении химических элементов по высоте слитка. Для повышения однородности образцов обычно используют механическую обработку (прокатка, ковка, гидроэкструзия и проч.) в сочетании с высокотемпературным отжигом. Однако, для многокомпонентного сплава со сложной диаграммой состояния, применение различных видов термомеханической обработки может су-

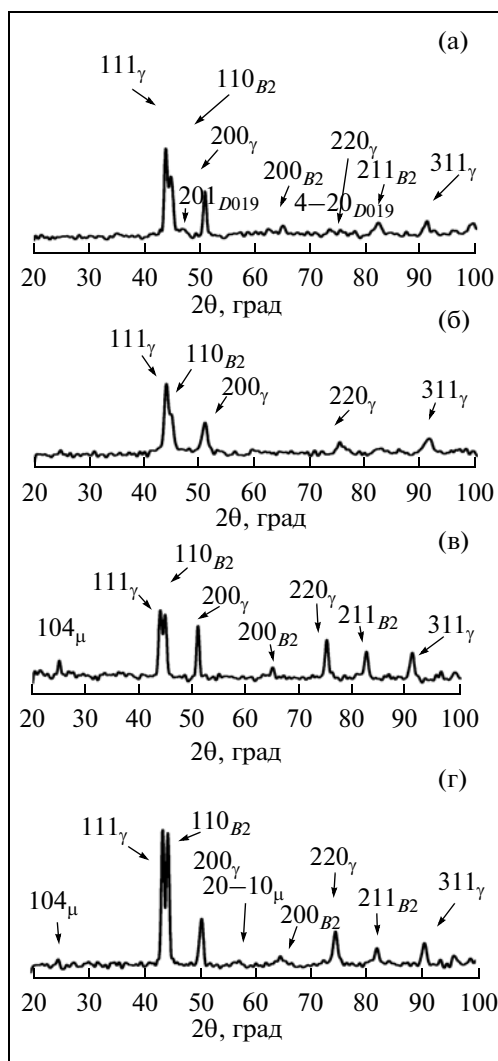


Рис. 1. Диффрактограммы исследованного сплава: а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4.

щественно повлиять на его фазовый состав и свойства.

Целью данной работы является исследование влияния способов получения и различных видов термомеханической обработки на магнитные свойства и структурно-фазовое состояние сплава Co–19 ат. % Al–6 ат. % W.

#### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплав состава Co–19 ат. % Al–6 ат. % W был получен двумя различными способами плавки в инертной среде: дуговая плавка с разливкой в медную водоохлаждаемую изложницу (образцы 1, 2) и плавка в индукционной печи с разливкой в керамическую Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-изложницу (образцы 3, 4). Полученные цилиндрические слитки диаметром 18 мм

были исследованы в четырех различных состояниях: литой (1); литой + отжиг 1200°C, 10 ч, закалка в воде (2); литой + свободная ковка нагретого до 1200°C образца с уменьшением его диаметра на 15%, коэффициент уковки 1.17 (3); литой + ковка + отжиг 1200°C, 10 ч, охлаждение с печью (4). Для получения образцов в индукционной печи была предварительно приготовлена CoAl-лигатура, к которой при дальнейшей плавке добавляли вольфрам. При дуговой плавке чистые металлы (Co, W, Al) закладывали в печь одновременно.

Исследования структуры проведены в отделе электронной микроскопии Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов ИФМ УрО РАН с использованием сканирующего микроскопа JSM 6490 с приставками для энергодисперсионного и волнового микроанализа Oxford Inca. Рентгеноструктурный анализ был выполнен с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3, излучение CuK $\alpha$ . Термический анализ был выполнен с помощью термического анализатора STA 449 C Jupiter, позволяющего определять теплофизические свойства материалов (теплоемкость, энтальпию превращений), температурные интервалы фазовых переходов и изменения массы при нагреве от комнатной температуры до 1600°C, выбранная скорость нагрева составила 80°/мин. Измерения проводились в атмосфере аргона при динамическом режиме нагрева и охлаждения.

Для измерений намагниченности образца использован вибрационный магнитометр Lake Shore 7407, обеспечивающий высокую точность измерений в малых магнитных полях. Измерения проведены в магнитных полях до 17 кЭ в температурном диапазоне от комнатной температуры до 1000°C в инертной атмосфере на частоте 82 Гц, амплитуда вибраций составляла 1.5 мм. Относительная погрешность измерений не более 1%.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

##### 1. Данные рентгеноструктурного анализа

По данным РСА фазовый состав сплава зависит от скорости охлаждения слитка после плавки и термомеханической обработки. На рис. 1 приведены данные РСА для 4 исследованных состояний. После дуговой плавки сплав в литом состоянии имеет трехфазный состав:  $\gamma$ -твердый раствор на основе Co, интерметаллидные фазы типа CoAl (B2) и типа Co<sub>3</sub>W (D0<sub>19</sub>) (рис. 1а).

После термической обработки при 1200°C и последующей закалки образца в воде, фазовый состав сплава меняется (рис. 1б): линии фазы D0<sub>19</sub> исчезают.

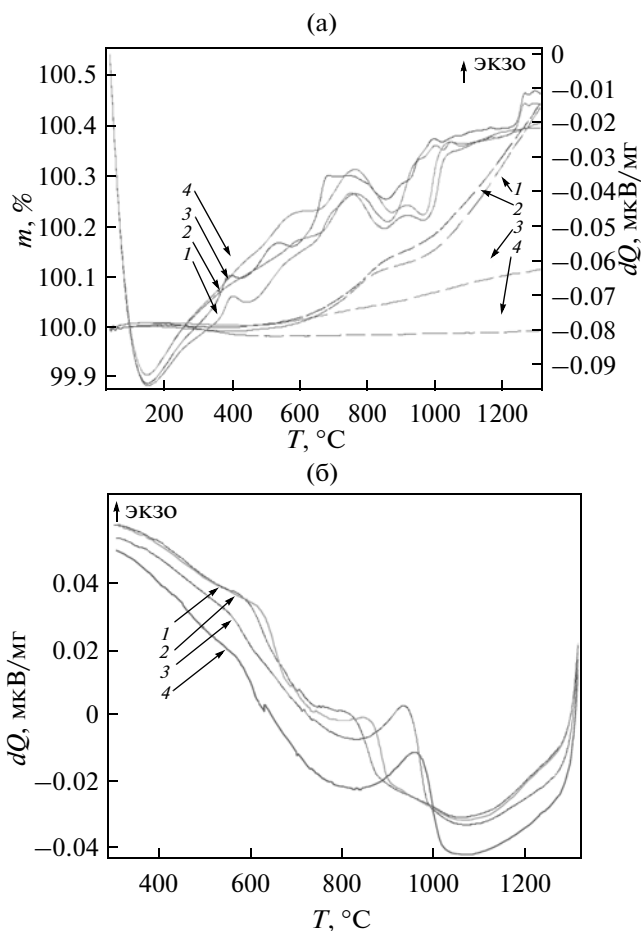
Согласно равновесной диаграмме состояния температура 1200°C для данного состава соответствует двухфазной области  $\gamma$  + B2 [9, 10]. После

плавки в индукционной печи с более медленным охлаждением слитка, чем в случае дуговой плавки, фазовый состав сплава также трехфазный, но с наличием другой интерметаллидной фазы:  $\gamma + \text{CoAl} (B2) + \text{Co}_7\text{W}_6 (\mu)$ . После проведения высокотемпературной пластической деформации литого образца и последующего медленного охлаждения на воздухе в сплаве обнаружен также трехфазный состав  $\gamma + B2 + \mu$  (рис. 1в). После проведения дальнейшего отжига этого деформированного образца при 1200°C и последующего медленного охлаждения образца с печью до комнатной температуры сплав сохраняет трехфазное состояние, количество  $\mu$ -фазы в сплаве увеличивается (рис. 1г).

## 2. Результаты термического анализа

В методе дифференциального сканирующего калориметрического анализа (ДСК) регистрируется изменение тепловых потоков между образцом и эталоном одновременно с изменением массы образца. Полученные данные позволяют определить энтальпию фазовых переходов и температуры соответствующих реакций. Начало пика на ДСК-термограммах характеризует начало процесса, максимум (минимум) пика – конец процесса, площадь пика определяет энтальпию процесса. Воспроизводимость пиков при охлаждении и последующем нагреве образца свидетельствует об обратимости фазового перехода [11]. На рис. 2 приведены результаты дифференциальной сканирующей калориметрии при нагреве (а) и при охлаждении образцов (б). На термограммах всех исследованных образцов можно отметить несколько экзотермических эффектов, связанных с фазовыми переходами.

На термограммах нагрева образцов, полученных дуговой плавкой с последующим быстрым охлаждением (1), и после термической обработки также с последующей закалкой образцов в воде (2), можно выделить четыре температурных диапазона: 380–400°C, 500–550°C, 700–750°C, 950–1000°C. На термограммах образцов, полученных в индукционной печи с термомеханической обработкой и медленным охлаждением (3) и после термомеханической обработки и отжига также с медленным последующим охлаждением (4), можно видеть сильные экзотермические эффекты, связанные с фазовыми переходами в диапазоне температур 550–650°C, 700–750°C, 850–900°C и 950–1000°C. На термограммах охлаждения образцов низкотемпературный переход в районе 400°C отсутствует. Такое поведение может свидетельствовать о необратимости низкотемпературного (380–400°C) фазового перехода, связанного, например, с распадом высокотемпературной нестабильной фазы, предположительно  $D0_{19}$ , сохранившейся в сплаве благодаря быстрому охлаждению из высокотемпературной области.

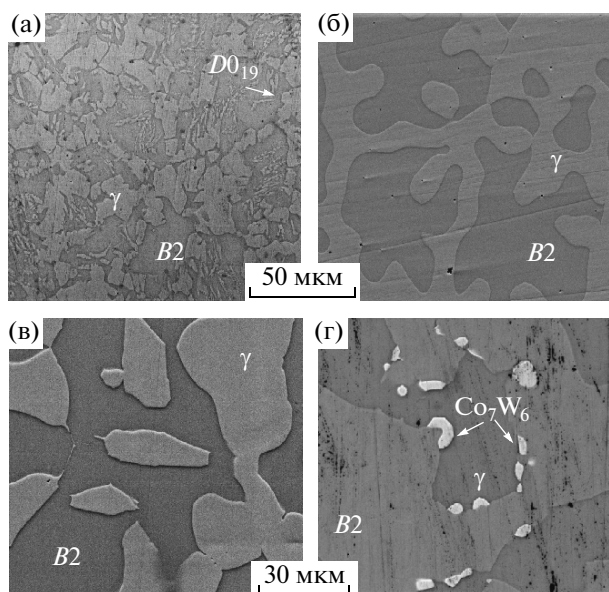


**Рис. 2.** Результаты ДСК-анализа исследованных образцов, 1, 2 – дуговая плавка (1 – образец 1; 2 – образец 2), 3–4 – индукционная плавка (3 – образец 3; 4 – образец 4):

а – нагрев ( $dQ$ ), справа термограммы, слева – изменение массы образцов ( $m, \%$ ); б – термограммы охлаждения образцов.

С учетом возможного сдвига в сторону более низких температур, при охлаждении фазовый переход в районе 550–650°C сохраняется для всех образцов, для образцов 1–2 повторяется фазовый переход в районе 700–850°C, а для образцов 3–4 сохраняется переход в районе температур 850–950°C. Такое различие может свидетельствовать о несколько различном химическом составе образцов, полученных дуговой и индукционной плавкой.

Равновесная диаграмма состояния  $\text{Co}-\text{Al}-\text{W}$  исследована подробно только до 900°C. Поэтому все границы низкотемпературных фазовых переходов условно аппроксимируются на комнатную температуру. Наличие низкотемпературных фазовых переходов подтверждается существованием сильного разногласия в определении типов фаз и температурных границ их существования. Например, на фазовой диаграмме, построенной [12, 13] до 900°C, при 900°C сплав изученного химическо-



**Рис. 3.** Микроструктура исследованного сплава:  
а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4.

го состава находится в двухфазной  $\gamma + \text{CoAl}$  области, а при аппроксимации диаграммы до комнатной температуры существует возможность пересечения с трехфазной областью  $\gamma + \text{CoAl} + \text{Co}_7\text{W}_6$  в районе  $\sim 800^\circ\text{C}$ . При этом, в структуре образцов этого химического состава после быстрой закалки фиксируют интерметаллидную фазу  $\text{Co}_3\text{W}$ , иногда наряду с небольшим количеством  $\mu$ -фазы ( $\text{Co}_7\text{W}_6$ ) [9]. Анализируя полученные экспериментальные результаты, можно предположить, что трехфазная область  $\gamma + \text{CoAl} + \text{Co}_7\text{W}_6$  лежит на равновесной диаграмме состояния значительно ниже, в области температур  $550\text{--}650^\circ\text{C}$ . По-видимому, такое низкое значение температуры фазового перехода позволяет избежать образования  $\mu$ -фазы при быстром охлаждении образцов из высокотемпературной области.

Интересны также результаты окисления образцов. Анализ был выполнен по результатам изменения массы образцов, согласно которым более сильному окислению подвергаются образцы, полученные дуговой плавкой (рис. 2а, левая шка-

**Таблица 1.** Средний химический состав исследованных образцов по области сканирования порядка 1 мм, ат. %, СЭМ

Линии спектра	шихта	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
CoK	75	77.1	73.2	72.4	73.0
AlK	19	18.5	22.5	21.5	21.3
Wl	6	4.5	4.4	6.1	5.8

ла, штриховые кривые). Деформированные и отожженные образцы, полученные плавкой в индукционной печи, практически не окисляются.

### 3. Результаты электронно-микроскопических исследований

Как можно видеть из рис. 3, структура сплава меняется в зависимости от способа плавки, термической или термомеханической обработки. В образце сплава, полученном дуговой плавкой с быстрым охлаждением слитка, можно отметить значительную неоднородность химического состава слитка. В участке, вырезанном из середины слитка, в среднем, обнаружено меньшее содержание вольфрама и большее обогащение по кобальту, чем заложено в плавочный состав. Проведение гомогенизирующего отжига литого образца, полученного дуговой плавкой, приводит к выравниванию состава по кобальту и алюминию.

Для плавки в индукционной печи была предварительно приготовлена лигатура, что привело к более однородному распределению компонентов сплава.

Структура литого сплава (образец 1), полученного дуговой плавкой, состоит из чередующихся областей  $\gamma$ -твердого раствора, фазы  $\text{Co}(\text{Al}, \text{W})$  (B2) и тонких пластинок  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  ( $D0_{19}$ ), наблюдаемых внутри областей  $\gamma$ -фазы (рис. 3а). Термическая обработка литого сплава (рис. 3б) приводит к формированию фазового состава  $\gamma + B2$  и к сглаживанию межфазных границ.

Послековки и термообработки литого сплава, полученного индукционной плавкой, (образец 4), в структуре наблюдается большое количество дисперсных выделений, состав которых соответствует интерметаллиду  $\text{Co}_7\text{W}_6$  ( $\mu$ -фаза). Образование низкотемпературной  $\mu$ -фазы происходит как на границах зерен, так и на межфазных границах. В образце 3 выделений  $\mu$ -фазы обнаружить не удалось, хотя по рентгеновским данным в образце присутствует небольшое количество этой фазы.

Рентгеновский микроанализ (EDAX) был выполнен в 10 точках каждой исследуемой области для проведения статистической обработки полученных результатов, диаметр области сканирования составлял  $\sim 1$  мм. Также был проведен анализ среднего состава исследуемых образцов по измерению химического состава в 10 точках по диаметру всего образца (18 мм). Средний состав сплава в различных образцах приведен в табл. 1. Как можно видеть из табл. 1, средний химический состав сплавов, полученных двумя методами плавки, действительно отличается. Термическая обработка (образец 2) приводит к выравниванию среднего состава сплава по кобальту и алюминию.

Для образцов 2 и 4, полученных разными методами плавки, средний химический состав различных фазовых областей приведен в табл. 2, 3.

Согласно равновесной диаграмме состояния Co–Al [8], интерметаллидная фаза CoAl (*B2*) образуется из жидкости и имеет широкую область гомогенности, достигающую 70 ат. % Co. В тройной системе Co–Al–W эта интерметаллидная фаза также имеет широкую область гомогенности. Полученные значения для химического состава фазы CoAl в данном исследовании близки к значениям, полученным в [13] для сплава Co–18.5 ат. % Al–6.3 ат. % W, где обнаружено, что содержание алюминия в  $\beta$  (*B2*, CoAl)-фазе составило 26.9 ат. %, а содержание вольфрама 4.5 ат. %. Появление интерметаллидной фазы  $Co_3W$  в сплаве, полученном дуговой плавкой, можно связать с химической неоднородностью слитка, обусловленной способом подготовки шихты, что подтверждается данными химического анализа (см. табл. 1). При этом высокая скорость охлаждения, используемая в этом методе плавления, позволяет миновать низкотемпературную зону существования интерметаллидной фазы  $Co_7W_6$ . Согласно равновесной диаграмме состояния, фаза  $Co_3Al$  также имеет широкую область гомогенности, почти до 80 ат. % Co [14].

#### 4. Магнитные свойства

Зависимости удельной намагниченности  $\sigma$  от напряженности магнитного поля  $H$  при намагничивании до 17 кЭ представлены на рис. 4–6. Все исследованные образцы имеют довольно высокую удельную намагниченность насыщения  $\sigma = 37–63$  ед/г ( $Gc \cdot cm^3/g$ ), при этом индукция насыщения составляет  $B_s = 5000–8200$  Гс. Влияние термомеханической обработки на магнитные свойства можно проследить на рис. 5. Наименьшую коэрцитивную силу  $H_c$  имеет образец 1 (литой, дуговая плавка). Термическая обработка в диапазоне 1200°C незначительно снижает его удельную намагниченность  $\sigma$  и увеличивает  $H_c$ . Для образцов после индукционной плавки имеет место существенное увеличение  $H_c$  в сочетании со снижением  $\sigma$ , особенно после отжига (для образца 4 – в полтора раза).

На рис. 5 представлены участки петель гистерезиса вблизи нуля удельной намагниченности. Значения коэрцитивной силы минимальны у литого образца и увеличиваются при термообработке и ковке.

Значение температуры Кюри можно оценить по рис. 6, где приведены температурные зависимости удельной намагниченности  $\sigma$  для исследованных образцов. Образцы находятся в ферромагнитном состоянии до 800°C (1073 К), сохраняя до ~700°C (1000 К) значение удельной намагничен-

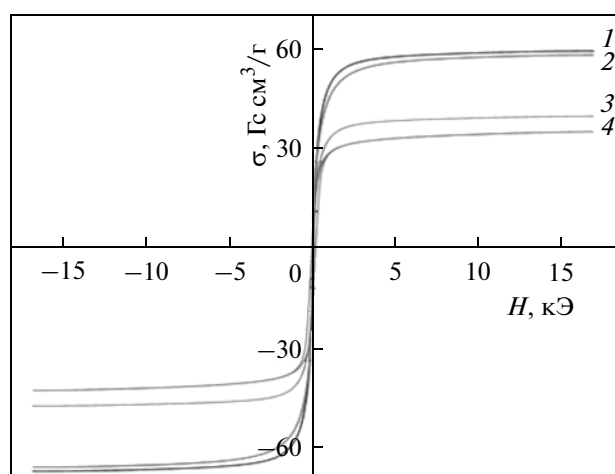
**Таблица 2.** Средний химический состав фаз образца 2 (литой + т/о, дуговая плавка), ат. %, СЭМ

Элемент	$\gamma$ -фаза ГЦК	Co(Al,W) ( <i>B2</i> )
Co	74.9	72.5
Al	20.6	23.1
W	4.5	4.5

**Таблица 3.** Средний химический состав фаз образца 4 (кованый + т/о, индукционная плавка), ат. %, СЭМ

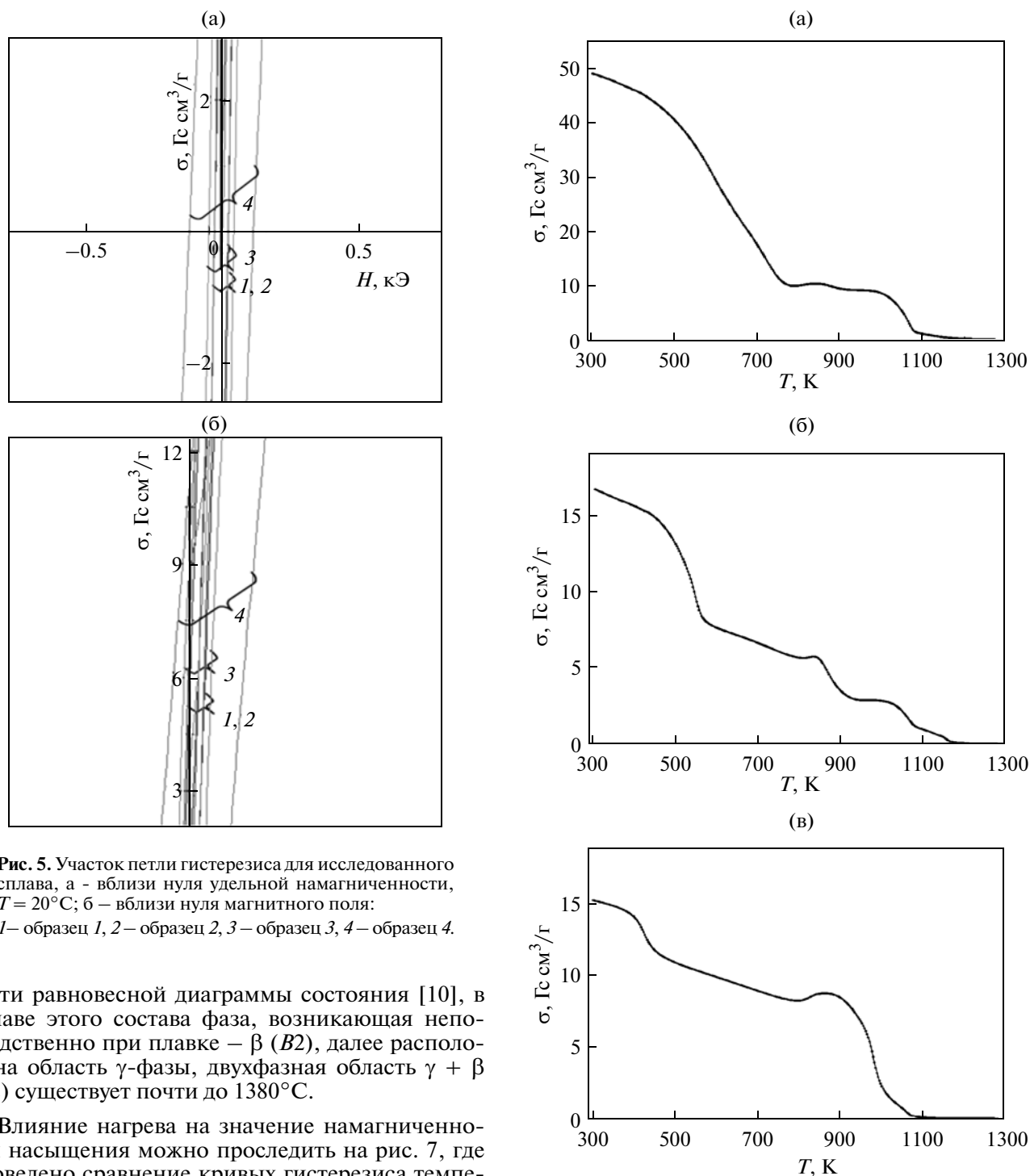
Элемент	$\gamma$ -фаза ГЦК	Co(Al,W) ( <i>B2</i> )	$Co_7W_6$ ( $\mu$ -фаза)
Co	79.3	67.3	49.0
Al	13.6	27.6	3.8
W	7.1	5.2	47.2

ности  $\sigma = 10$  Гс  $cm^3/g$ . Можно отметить наличие трех температур Кюри для образцов 3–4, полученных индукционной плавкой: ~350°C (600 К), 700°C (1000 К) и ~800°C (1100 К), и трех температур Кюри – для образца 1, полученного дуговой плавкой: 500°C (800 К), 700°C (1000 К) и ~800°C (1100 К). Согласно данным РСА, образцы 1, 3 и 4 трехфазные. В образце 1 третьей фазой является  $Co_3Al$  ( $DO_{19}$ ), вероятно, образованная за счет дендритной неоднородности состава при его получении методом дуговой плавки. Учитывая результаты рентгеноструктурного анализа, методом исключения, можно считать, что температура Кюри ~350°C (600 К) принадлежит  $\mu$ -фазе ( $Co_7W_6$ ), а ~500°C (800 К) фазе  $Co_3W$ . Согласно литературным данным по высокотемпературной



**Рис. 4.** Петли гистерезиса для образцов исследованного сплава,  $T = 20^\circ C$ :

1 – образец 1; 2 – образец 2; 3 – образец 3; 4 – образец 4.



**Рис. 5.** Участок петли гистерезиса для исследованного сплава, а - вблизи нуля удельной намагниченности,  $T = 20^\circ\text{C}$ ; б - вблизи нуля магнитного поля: 1 - образец 1, 2 - образец 2, 3 - образец 3, 4 - образец 4.

части равновесной диаграммы состояния [10], в сплаве этого состава фаза, возникающая непосредственно при плавке -  $\beta$  ( $B2$ ), далее расположена область  $\gamma$ -фазы, двухфазная область  $\gamma + \beta$  ( $B2$ ) существует почти до  $1380^\circ\text{C}$ .

Влияние нагрева на значение намагниченности насыщения можно проследить на рис. 7, где проведено сравнение кривых гистерезиса температурной зависимости удельной намагниченности для исследованных образцов до и после нагрева. Точно так же, как в случае термической обработки (см. рис. 4), нагрев на  $1000^\circ\text{C}$  в процессе измерений привел к незначительному снижению намагниченности насыщения  $\sigma$ .

Магнитомягкие материалы отличаются высокой магнитной проницаемостью, малой коэрцитивной силой, относительно небольшими потерями на гистерезис. Служебные характеристики магнитомяг-

ких материалов могут различаться в зависимости от типа устройств, для которых они используются [5]. Для материалов, используемых в трансформаторах, существенным параметром является малая пло-

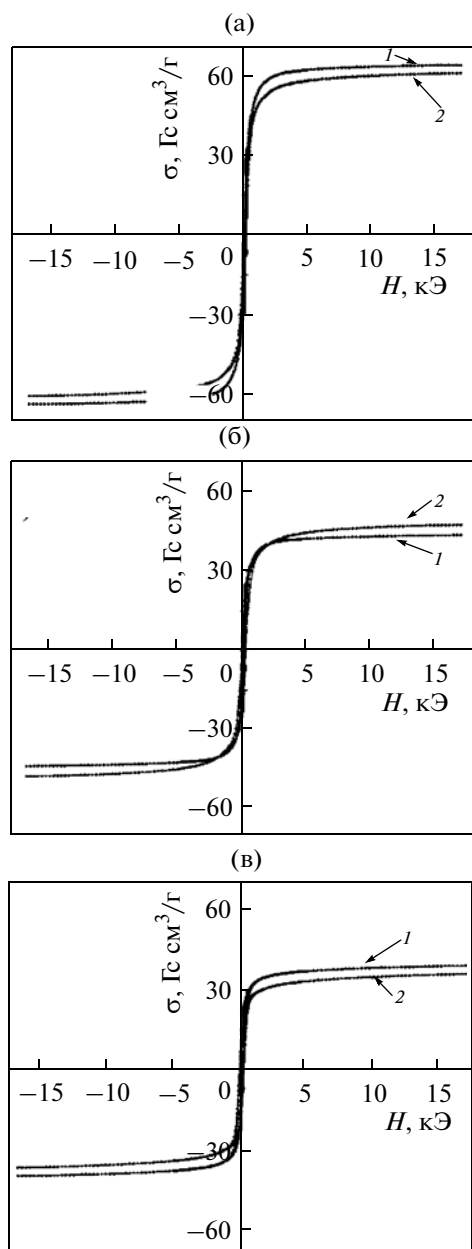


Рис. 7. Сравнение кривых гистерезиса исследованного сплава после измерения температурной зависимости удельной намагниченности при  $T = 300$  К (1) и после нагрева до  $T = 1000^\circ\text{C}$  (2):

а – образец 1; б – образец 3; в – образец 4.

щадь петли гистерезиса ( $H_c \leq 1$  Э). В то время как для деталей электромашин используются электротехнические стали, для которых значения коэрцитивной силы находятся в диапазоне  $1 \text{ Э} \leq H_c \leq 5 \text{ Э}$ .

Для известного железокобальтового магнитомягкого материала Пермендюра (К49Ф2), используемого для магнитопроводов, главной служебной характеристикой является высокое значение индукции насыщения ( $B_s = 25000$  Гс),

которое выше, чем у чистого железа или лучших электротехнических сталей ( $B_s = 22000$  Гс) [6]. Этот материал имеет высокую температуру Кюри ( $980^\circ\text{C}$ ). Но коэрцитивная сила  $H_c$  у него больше  $10$  Э. Пермендюор, также как и электротехнические стали, имеет высокую твердость, но вместе с тем высокую хрупкость, и при механической обработке склонен к раскалыванию. При этом высокие магнитные свойства Пермендюора реализуются только после сложной термической обработки.

Важным свойством магнитомягких материалов является стабильность свойств во времени и по отношению к внешним воздействиям (температура, напряжение). В исследованном сплаве Co–19 ат. % Al–6 ат. % W значения  $H_c$  находятся в пределах  $3\text{--}5$  Э, что сопоставимо с электротехническими сталями. Основными магнитными фазами в данном сплаве являются  $\gamma$ -твердый раствор на основе кобальта и CoAl ( $B2$ ), температуры Кюри которых  $\sim 700\text{--}800^\circ\text{C}$ . Значение индукции насыщения исследованного сплава  $B_s = 5000\text{--}8000$  Гс, что ниже, чем у Пермендюора или электротехнических сталей. При этом кобальтовые сплавы системы Co–Al–W по своим механическим свойствам близки к промышленным жаропрочным никелевым сплавам, что определяет перспективы дальнейшего исследования и необходимость поиска фазовых и структурных составляющих, обладающих оптимальными магнитными и механическими характеристиками.

## ВЫВОДЫ

1. Способ получения, в частности скорость охлаждения слитка, подготовка лигатуры и последующая термическая обработка существенно влияют на химическую однородность, фазовый состав и магнитные свойства сплава Co–19 ат. % Al–6 ат. % W.

2. Присутствие в структуре сплава интерметаллидной фазы  $\text{Co}_7\text{W}_6$  ( $\mu$ -фаза) значительно (в полтора раза) понижает намагниченность насыщения и увеличивает значение коэрцитивной силы. Эта фаза является нежелательной с точки зрения эксплуатационных свойств исследованного сплава.

3. Самые высокие магнитные свойства обнаружены в обогащенном кобальтом трехфазном образце ( $\gamma + \beta(B2) + \text{Co}_3\text{W}$ ), полученном дуговой плавкой с быстрым охлаждением слитка. Отжиг сплава при  $1200^\circ\text{C}$ , 10 ч с последующей быстрой закалкой приводит к выравниванию химического состава и исчезновению фазы  $\text{Co}_3\text{W}$ . Изменение фазового состава сплава после отжига приводит к незначительному уменьшению намагниченности насыщения и не влияет на величину коэрцитивной силы.

Работа выполнена по бюджетной теме ИФМ УрО РАН “Кристалл” № 01201463333 с частичной поддержкой гранта РФФИ № 14-08-00108.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Sato J., Omori T., Oikawa K., Ohnuma I., Kainuma R., Ishida K.* Cobalt-base high-temperature alloys // *Science*. 2006. № 7. P. 312.90–91.
2. *Suzuki A., Pollock T.M.* High-temperature strength and deformation of  $\gamma/\gamma'$  two-phase Co–Al–W-base alloys // *Acta Materialia*. 2008. V. 56. № 6. P. 1288–1297.
3. *Казанцева Н.В., Гринберг Б.А., Шорохов Е.В., Пирогов А.Н., Дорофеев Ю.А.* Фазовые превращения в никелевом суперсплаве после ударно-волнового нагружения // *ФММ*. 2005. Т. 99. № 5. С. 1–10.
4. *Степанова Н.Н., Давыдов Д.И., Родионов Д.П., Филиппов Ю.И., Акиенцев Ю.Н., Виноградова Н.И., Казанцева Н.В.* Структура и механические свойства монокристалла Ni<sub>3</sub>Al при высокотемпературной деформации // *ФММ*. 2010. Т. 111. № 4. С. 421–427.
5. *Степанова Н.Н., Давыдов Д.И., Ничипурук А.П., Ригмант М.Б., Казанцева Н.В., Виноградова Н.И., Пирогов А.Н., Романов Е.П.* Структура и магнитные свойства никелевого жаропрочного сплава после высокотемпературной деформации // *ФММ*. 2011. Т. 112. вып. 3. С. 328–336.
6. *Мишин Д.Д.* Магнитные материалы. Уч. пос. М.: Высшая школа, 1981. 335 с.
7. *Nagender Naidu S.V., Sriramamurty A.M., Rama Rao P.*, The Co–W (Cobalt–Tungsten) system // *J. Alloy Phase Diagrams*. 1986. V. 2. № 1. P. 43–52.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Под ред. Лякишева Н.П. М: Машиностроение, 1996–2000. Т. 1–3. 236 с.
9. *Kobayashi S., Tsukamoto Y, Takasugi T.* Determination of phase equilibria in the Co-rich Co–Al–W ternary system with a diffusion-couple technique // *Intermetallics*. 2009. V. 17. P. 1085–1089.
10. *Ishida K.* Intermetallic Compounds in Co-Base Alloys—Phase Stability and Application to Superalloys // *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 2009. V. 1128. P. 1128-U06-06.
11. *Харитонова Е.П.* Основы дифференциальной сканирующей калориметрии. Метод. пособ. М: МГУ, 2010. 35 с.
12. *Dmitrieva G., Vasilenko V., Melnik I.* Al–Co–W fusion diagram in the Co–CoAl–W part // *Chem. Met. Alloys*. 2008. № 1. P. 338–342.
13. *Дмитриева Г.П., Черепова Т.С., Шурин А.К.* Фазовые равновесия в сплавах системы Co–CoAl–W (Ч. 1) // *Металлознавство та обработка металів*. 2005. № 4. С. 3–6.
14. *Дмитриева Г.П., Черепова Т.С., Шурин А.К.* Фазовые равновесия в сплавах системы Co–CoAl–W (Ч. 2) // *Металлознавство та обработка металів*. 2006. № 2. С. 22–25.