

## МОНИТОРИНГ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ Fe-Cr-Al

Исследовано влияние термодиффузионного алитирования ленты толщиной 55 мкм из сплава Fe-Cr-Al на его структуру и физические свойства. Показано, что в процессе алитирования при температурах 1000–1100 °С в течение 0,5–6 ч происходит равномерное увеличение содержания алюминия по всей толщине ленты. Это сопровождается упорядочением расположения атомов в объемно-центрирующей кубической (ОЦК) кристаллической решетке: при содержании алюминия 8 мас.% по типу DO<sub>3</sub> с образованием интерметаллида (Fe, Cr)<sub>3</sub>Al, а при 16 мас.% – по типу B2 с образованием (Fe, Cr) Al. Установлено, что твердость, плотность, электросопротивление, магнитные свойства и пластичность определяются содержанием алюминия в сплаве. Показана возможность неразрушающего контроля содержания алюминия после химико-термической обработки (ХТО) по удельной намагниченности насыщения, а также по толщине ленты и микротвердости.

Одним из наиболее распространенных методов получения сплавов с особыми механическими, электрическими и другими свойствами является использование фазовых превращений, происходящих при изменении температуры [9, 11, 12, 15]. Существуют два типа диффузионных фазовых превращений в сплавах. Первому из них соответствует расслоение или распад неупорядоченного твердого раствора на две такие же неупорядоченные фазы. При этом все атомные позиции (узлы кристаллической решетки) в пределах каждой из фаз, как исходной, так и конечных, являются эквивалентными, а фазы отличаются только составом, т. е. атомной долей компонентов. Для большинства сплавов типичны фазовые превращения второго типа, когда перераспределение атомов происходит в масштабах порядка межатомных расстояний и приводит к появлению упорядоченной фазы.

Процесс упорядочения сплавов, при котором в неупорядоченных твердых растворах происходит переход от статистически равномерного расположения атомов по узлам кристаллической решетки к закономерному расположению атомов разного сорта по определенным кристаллографиче-

ским узлам, является эффективным способом изменения свойств сплавов при неизменном химическом составе. Например, атомное упорядочение может привести к появлению таких свойств, как ферро- и антиферромагнетизм, к резкому падению электросопротивления, значительному изменению механических свойств, а в некоторых случаях может перевести металлический материал в неметаллическое состояние [12, 15].

Сплавы системы Fe-Cr-Al, так называемые фехралы, обладают наибольшей жаростойкостью среди известных деформируемых сплавов и используются, главным образом, для нагревателей, как в промышленном термическом оборудовании, так и в бытовой технике [5]. Эксплуатационная стойкость нагревателей определяется многими факторами: жаростойкостью, электрическим сопротивлением, технологической пластичностью и др. Жаростойкость материала, как правило, зависит от содержания хрома и алюминия. Фехралы обычно содержат 15–27 мас.% хрома и 4–5 мас.% алюминия. Повышенное содержание хрома (свыше 20 мас.%) значительно увеличивает стоимость сплава и может привести к выделению охрупчивающих топологически-плотнупакованных хромосодержащих фаз [5, 10]. Кроме того, исследования показали, что при содержании алюминия 5 мас.% увеличение количества хрома в сплавах Fe-Cr-Al более 20 мас.% практически не влияет на жаростойкость ленты [6, 16]. Поэтому повысить стойкость к высокотемпературному окислению возможно путем увеличения содержания алюминия в этих сплавах. Однако повышение содержания алюминия значительно ухудшает деформируемость фехралей. Так, при концентрации алюминия более 5,5 мас.% технологически невозможно прокатать слиток для получения требуемого профиля.

Одним из способов повышения содержания алюминия в сплавах Fe-Cr-Al может быть химико-термическая обработка, а именно термодиффузионное алитирование готового изделия. Особенностью фехралей является сохранение ими в широком интервале температур ОЦК кристаллической решетки с высокой диффузионной проницаемостью [5, 10]. При температурах ХТО 850–1100 °С возможно диффузионное проникновение алюминия с поверхности сплава на всю толщину ленты или проволоки, если она не превышает 0,2 мм. В результате реализуется возможность получения нагревателей с любым заданным содержанием алюминия. При этом согласно диаграмме системы Fe-Cr-Al возможно упорядочение  $\alpha$ -твердого

раствора алюминия в железе. Проведенные ранее исследования показали, что оптимальным с точки зрения удачного сочетания высокой жаростойкости и технологической пластичности является содержание алюминия на уровне 10–12 мас.% [6].

Интерес представляет определение параметров контроля содержания алюминия в сплаве после его термодиффузионного алитирования. Особого внимания требует изучение электросопротивления, поскольку это основной показатель для нагревателей.

С целью изучения изменения структуры, микротвердости, плотности, электросопротивления и магнитных свойств в зависимости от содержания алюминия в ленте Fe-Cr-Al нами был исследован промышленный сплав X15Ю5, используемый для изготовления нагревателей (табл. 1). Образцы этого сплава представляли собой ленту (фольгу) толщиной  $50 \pm 5$  мкм, размерами  $20 \times 20$  мм<sup>2</sup> и  $5 \times 100$  мм<sup>2</sup>. Ленту из сплава X15Ю5 подвергали термодиффузионному алитированию газофазным методом в герметичной камере с контролируемой атмосферой по определенной методике [3, 6]. Температуры ХТО – 1000, 1050 и 1100 °С, выдержка – 0,5, 1, 2, 4 и 6 ч.

Таблица 1

Химический состав сплава X15Ю5, мас.%

C	Cr	Al	Ti	Ni	Co	V	Примеси				
							Si	Cu	F	S	Mn
0,06	13,7	5,0	0,4	0,2	0,01	0,02	0,3	0,1	0,01	0,003	0,03

Химический состав сплавов после алитирования определяли методом микрорентгеноспектрального анализа на приборе «Camebax» (локальность метода – 2 мкм, погрешность – 5% от измеряемой величины). Результаты анализа приведены в табл. 2. Различное содержание алюминия в ленте получали путем изменения режимов ХТО и расположения образцов в камере.

Плотность сплавов определяли гидростатическим взвешиванием образцов на воздухе и в жидкости. Взвешивание проводили на аналитических весах марки *Adventurer* фирмы *Ohaus* (погрешность 0,001 г). Температуру жидкости во время взвешивания контролировали с помощью термометра.

Значение плотности  $d'_0$  вычисляли по формуле

$$d'_0 = \frac{m_0^a}{m_0^a - m_{\Sigma}^* + m_k^*} \cdot (d'_{ж} - D_{в}) + D_{в}, \quad (1)$$

где  $m_0^a$  – масса образца на воздухе;  $m_{\Sigma}^*$  – масса образца с корзинкой в жидкости;  $m_k^*$  – масса корзинки в жидкости;  $d'_{ж}$  – плотность жидкости;  $D_{в}$  – плотность воздуха ( $D = 0,0012$  г/см<sup>3</sup> при температуре  $t = 20$  °С).

Таблица 2

Химический состав и свойства сплавов Fe-Cr-Al после алитирования

№ п/п	Содержание, мас.%		Толщина ленты, мкм	$\alpha$ , нм	HV 0,05, МПа	Количество гибов до разрушения
	Al	Cr				
1	5	14	50,4	0,288	3200	78
2	7	13	52,3	0,295	3800	30
3	8	13	53,5	0,288	4100	28
4	9	13	54,2	0,289	4400	26
5	10	12,5	54,4	0,289	4800	20
6	12	12,2	54,2	0,289	5200	18
7	13	12	54,7	0,288	5400	15
8	14	12	54,5	0,288	5600	13
9	15	11,5	55,0	0,290	5800	10
10	16	11,2	56,8	0,289	6200	8
11	17	11	56,9	0,292	6400	5
12	24	9	57,1	0,297	7200	1

Для определения удельного сопротивления был выбран метод амперметра и вольтметра [8]. Значение удельного сопротивления  $\rho$  рассчитывали по формуле

$$\rho = \frac{S \cdot U}{I \cdot l}, \quad (2)$$

где  $S$  – площадь поперечного сечения образца, м<sup>2</sup>;  $U$  – напряжение, В;  $I$  – сила тока, А;  $l$  – длина образца, м.

Погрешность измерения удельного сопротивления не превышала 0,5–1% от измеряемой величины.

Удельную намагниченность сплавов –  $\sigma_s$ , (Тл·см<sup>3</sup>)/г – измеряли с помощью вибрационного магнитометра [14]. Погрешность измерения составила приблизительно 5%.

Для исследования микроструктуры сплавов после ХТО выбраны методы оптической металлографии, дюротрии и рентгеноструктурного фазового анализов. Металлографические исследования проводили на микроскопе «*Neophot 21*» при увеличениях от 200 до 1000 крат. Для выявления структуры сплава образцы травили в 10%-м растворе азотной кислоты HNO<sub>3</sub>.

Дюротметрический анализ выполняли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Измерения проводили по ГОСТ 9450–76. Значения микротвердости усредняли по 10 замерам. Погрешность измерения микротвердости не превышала HV 0,05 ± 20 МПа.

Рентгеноструктурный фазовый анализ и определение параметра решетки  $\alpha$ -твердого раствора на основе Fe проводили на дифрактометре ДРОН–2,0 в  $k_\alpha$ -излучении хрома. Запись дифрактограмм осуществляли по точкам через 0,05° (по двойному углу дифракции) с экспозицией в каждой точке 10 с при скорости вращения счетчика 2 град/мин. Параметр решетки  $\alpha$ -твердого раствора определяли по линии с максимальной интенсивностью, соответствующей отражению от плоскостей (211). Погрешность в определении параметра составляла ± 0,001 Å.

Пластичность ленты оценивали путем стандартных испытаний на изгиб до параллельности и соприкосновения сторон (ГОСТ 14019–88). Фиксировали количество гибов до появления первых трещин или изломов образцов.

Промышленно выпускаемая лента из сплавов Fe-Cr-Al имеет характерную для деформированного металла текстуру, что проявляется как при микроструктурных, так и при рентгеноструктурных, дюротметрических исследованиях. Микроструктура ленты характеризуется вытянутостью зерен вдоль направления прокатки ленты (рис. 1, а). Зерна имеют размеры от 0,5 до 2 мкм в ширину и от 5 до 20 мкм в длину. При выбранных режимах ХТО наряду с диффузионным насыщением сплава алюминием происходит интенсивный рост зерна по механизму вторичной рекристаллизации. После ХТО размер и форма зерна значительно меняется. При термодиффузионном алитировании в интервале 1000–1100 °С формируются равноосные зерна. В зависимости от длительности выдержки при одной температуре их средний размер меняется: от 10–15 мкм при температуре 1000 °С и дли-

тельности выдержки 0,5 ч (рис. 1, б) до 20–50 мкм при увеличении выдержки до 2 ч (рис. 1, в).

Часто по толщине ленты наблюдается одно зерно, поэтому нельзя точно оценить его размер. Для оценки размера крупного зерна после вторичной рекристаллизации при температурах ХТО 1100 °С были исследованы образцы, вырезанные из подката, с линейными размерами 10×10×3 мм<sup>3</sup>. Размер зерна подката после ХТО в течение 6 ч составил от 100 до 250 мкм. В центре образцов происходит избирательный рост зерен, размер которых достигает 1–3 мм (рис. 1, г), что свидетельствует о собирательном механизме рекристаллизации.

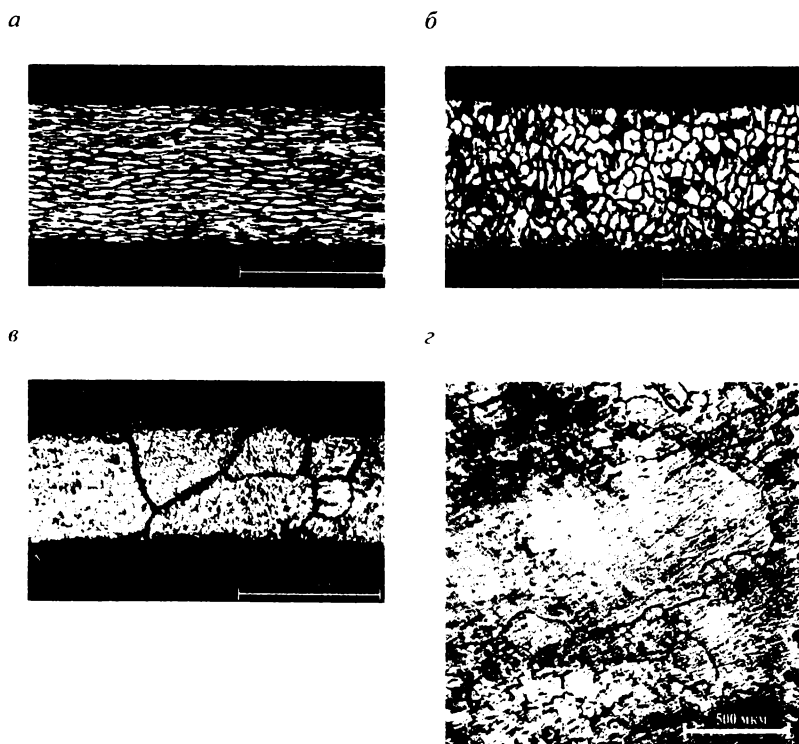


Рис. 1. Микроструктура ленты из сплава Fe-Cr-Al:  
а -- исходная структура; б – после ХТО при 1000 °С в течение 0,5 ч; в – после ХТО при 1000 °С в течение 2 ч; г – после ХТО при 1050 °С в течение 4 ч (подкат, центр)

Таким образом, толщина ленты оказывает тормозящее действие на рост рекристаллизованного зерна: при отжиге тонких лент, когда размер зерен становится равным толщине листа, их рост замедляется, но зерна еще продолжают расти в плоскости листа; после того, как зерно становится примерно в 2 раза больше толщины ленты, его рост совсем прекращается. Одной из причин тормозящего действия свободных поверхностей, называемого «эффектом толщины», является образование канавок термического травления в местах выхода границ зерен на поверхность [2]. Канавки образуются при ХТО из-за ускоренного испарения атомов с межзеренных границ и закрепляют границы, «привязывая» их к соответствующим участкам поверхности. Следует отметить, что максимальная глубина канавок агитированных лент после 6-часовой выдержки при 1100 °С не превышала 1 мкм.

Процесс диффузионного насыщения сплавов Fe-Cr-Al алюминием протекает очень активно. За 6 ч выдержки при температуре 1100 °С на поверхности образца подката толщиной 3 мм образуется агитированный слой толщиной 200 мкм, а в результате термодиффузионного насыщения ленты алюминием происходит равномерное увеличение содержания этого элемента по всей ее толщине (рис. 2). Следует учесть, что в сплавах Fe-Cr-Al отсутствуют факторы, тормозящие процесс диффузионного проникновения алюминия вглубь металла. У большинства сталей и сплавов барьерный эффект вызывают частицы вторичных фаз (карбидов, силицидов, твердых растворов тугоплавких элементов в  $\alpha$ -Cr) [3]. Сплав X15Ю5 содержит менее 0,06 мас.% углерода (см. табл. 1), который образует с титаном карбиды TiC и с хромом карбиды Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (последние образуются, главным образом, по границам зерен). Количество этих карбидов очень мало (не превышает 1 об.%), и они не оказывают влияния на процессы диффузионного насыщения сплавов. Размер частиц TiC в сплаве X15Ю5 не превышает 3 мкм, а Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> – 0,5 мкм. Интересно, что титан присутствует также в виде тонкой (менее 1 мкм) прослойки на поверхности лены (рис. 2, з). Скорее всего, он легирует поверхностную окисную пленку  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, что может положительно сказаться на жаростойкости ленты, особенно в агрессивных атмосферах [3, 5, 10].

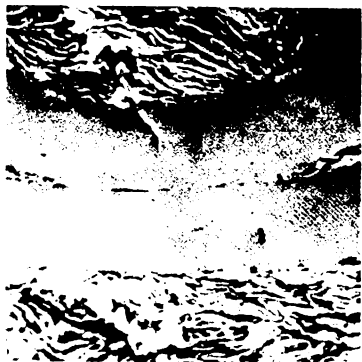
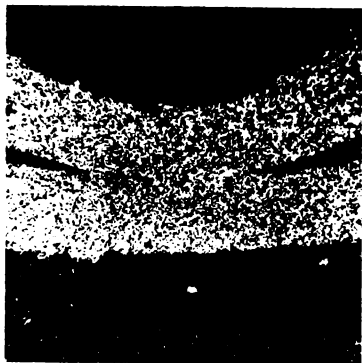
*a**б**в**г*

Рис. 2. Распределение элементов по толщине ленты сплава Fe-Cr-Al после алитирования при 1000 °С 6 ч:  
*a* – изображение во вторичных электронах; *б* – в характеристическом излучении Cr;  
*в* – Al; *г* – Ti

После ХТО увеличение содержания алюминия в ленте не приводит к такому же по значениям уменьшению содержания хрома. Происходит небольшое «разбухание» сплава в ходе насыщения алюминием. Толщина ленты с ростом содержания алюминия увеличивается на 5–10 мкм



(см. табл. 2). Таким образом, по толщине ленты косвенно можно судить о содержании алюминия после ХТО.

Равномерное изменение химического состава сплава X15Ю5 по всей толщине ленты в процессе ХТО приводит к формированию нового материала с иными свойствами. Прежде всего, при увеличении концентрации алюминия неизбежно происходит изменение параметра кристаллической решетки, поскольку атомный радиус алюминия существенно больше атомного радиуса железа и хрома ( $r_{\text{Fe}} = 1,28 \text{ \AA}$ ,  $r_{\text{Cr}} = 1,28 \text{ \AA}$ ,  $r_{\text{Al}} = 1,45 \text{ \AA}$ ) [5, 13]. В исследованных сплавах параметр решетки меняется незначительно (см. табл. 2). При этом с увеличением содержания алюминия происходит небольшое уменьшение его значений. Очевидно, это связано с выделением упорядоченной фазы  $(\text{Fe, Cr})_3\text{Al}$  со структурой  $\text{DO}_3$ , что подтверждается появлением сверхструктурной линии (111) на рентгенограммах при содержании алюминия в сплаве 8 мас.% и более. Поскольку в процессе ХТО лента насыщается алюминием постепенно на всю толщину, изменение в расположении атомов по всему объему  $\alpha$ -твердого раствора алюминия в ОЦК кристаллической решетке железа происходит также постепенно, т. е. процесс упорядочения можно отнести к превращению II рода. Хром принимает участие в упорядочении и занимает узлы такого же типа, как и атомы железа [1, 5].

В упорядоченной фазе  $\text{Fe}_3\text{Al}$  атомы железа занимают не только центры кубических ОЦК-ячеек, как в упорядоченной по типу В2 фазе  $\text{FeAl}$ , но и половину «вершинных» позиций [5, 12]. Изменение содержания алюминия в сплаве  $\text{Fe-Cr-Al}$  повлияло на его свойства: твердость, плотность, электросопротивление и намагниченность. С увеличением содержания алюминия от 5 до 24 мас.% значения микротвердости повысились вдвое (см. табл. 2). Существенное охрупчивание сплава при содержании алюминия 16 мас.% и более связано, очевидно, с упорядочением  $\alpha$ -твердого раствора по типу В2 и выделением интерметаллида  $(\text{Fe, Cr})\text{Al}$ . Неоднозначно изменилась плотность сплава. Можно отметить тенденцию к ее уменьшению.

При повышении содержания алюминия в сплавах  $\text{Fe-Cr-Al}$  увеличивается общее значение электросопротивления (рис. 3), что положительно сказывается на эффективности эксплуатации нагревателей. По мере увеличения количества атомов алюминия в кристаллической решетке удельное электрическое сопротивление сплава возрастает вследствие того, что валентные электроны алюминия ( $3s^23p^1$ ) достраивают  $d$ -уровни железа (хрома).

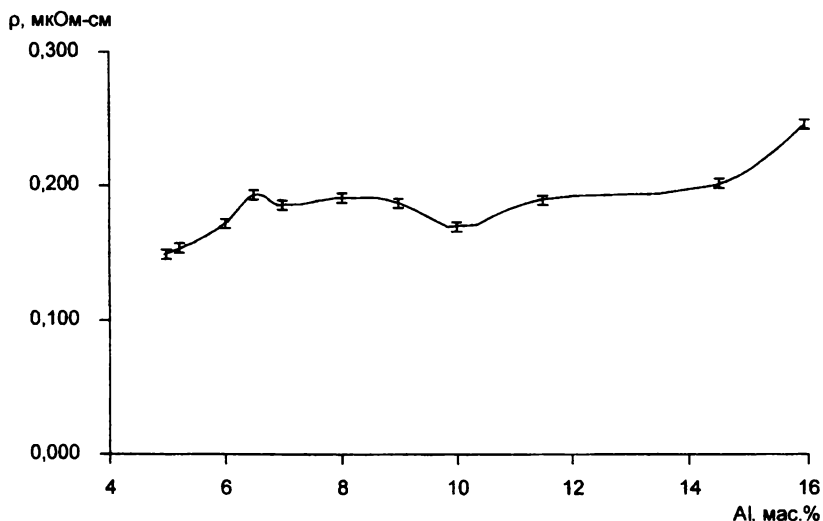


Рис. 3. Изменение электросопротивления в сплавах Fe-Cr-Al при различном содержании алюминия

Упорядочение твердых растворов следует рассматривать как усиление химического взаимодействия компонентов, в результате чего электроны связываются сильнее, чем в статическом твердом растворе. Это приводит к уменьшению числа электронов проводимости и увеличению электросопротивления. Некоторое уменьшение значений электросопротивления при 10 мас.% Al может быть обусловлено тем, что при этой концентрации электрическое поле ионного остова решетки становится более симметричным, что, как известно [7], уменьшает электросопротивление. Действие симметрии электрического поля при этом оказывается сильнее, чем уменьшение числа электронов проводимости.

Ранее выполненные исследования показали, что упорядочение понижает электрическое сопротивление твердых растворов вблизи стехиометрического состава  $Fe_3Al$  и  $FeAl$ , а также вследствие уменьшения параметра решетки [4]. Обычно увеличение значений электросопротивления связывают с ростом степени ближнего порядка, а уменьшение – с ростом степени дальнего порядка [4, 7]. С этой точки зрения можно говорить о некотором увеличении степени дальнего порядка при 10 мас.% алюминия.

При увеличении содержания алюминия в сплаве Fe-Cr-Al изменяется и его удельная намагниченность насыщения (рис. 4). В  $\alpha$ -твердом растворе на базе ферромагнитного металла (Fe, Cr), т. е. до 13 мас.% алюминия, наблюдается понижение удельной намагниченности насыщения, так как происходит увеличение содержания немагнитной компоненты (Al). При более высоких концентрациях алюминия (более 14 мас.%) увеличивается удельная намагниченность насыщения, что обусловлено упорядочением  $\alpha$ -твердого раствора алюминия в решетке (Fe, Cr) по типу B2. Дальнейшее увеличение содержания алюминия привело к уменьшению этой характеристики. Это возможно связано с тем, что сплав характеризуется существованием доменов с высокой степенью упорядочения ближнего порядка, но разупорядоченных относительно друг друга. С увеличением концентрации алюминия в сплаве растет степень дальнего порядка. Рост удельной намагниченности при 14–15 мас.% может быть обусловлен изменением обменной энергии или уменьшением параметра решетки [4, 7]. Хотя в широком интервале изменения концентрации алюминия удельная намагниченность насыщения меняется неоднозначно, в практически важном интервале от 8 до 13 мас.% алюминия эта характеристика может служить параметром неразрушающего контроля содержания алюминия в сплавах Fe-Cr-Al после их термодиффузионного алитирования.

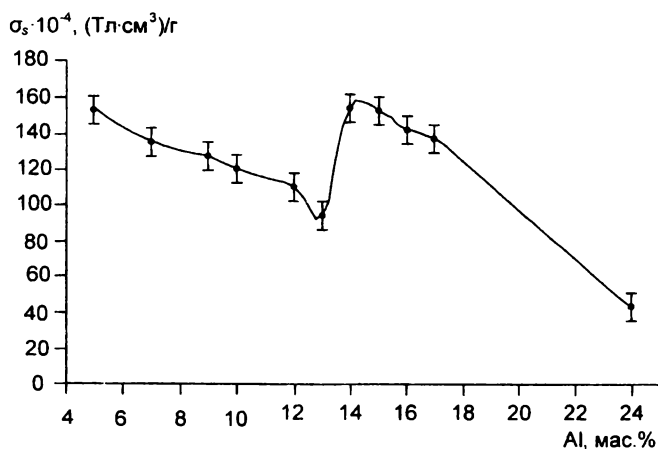


Рис. 4. Изменение удельной намагниченности насыщения в сплавах Fe-Cr-Al при разном содержании алюминия

К основным нормируемым характеристикам нагревателей относится пластичность сплавов. Пластичность ленты обычно проверяют путем испытаний на изгиб до параллельности сторон. С ростом концентрации алюминия, а значит, и степени упорядочения сплавов Fe-Cr-Al возрастает твердость, но падает пластичность (см. табл. 2). Начиная с 16 мас.% алюминия растрескивание происходит быстро, и при 24 мас.% сплав ломается после первого изгиба. Образование интерметаллида (Fe, Cr) Al, обладающего высокой твердостью (HV 0,05 ~ 7200–8000 МПа), обуславливает резкое снижение пластичности ленты X15Ю5 после ХТО. С этой точки зрения режим ХТО должен обеспечивать повышение содержания Al не более чем до 15 мас.%. Это возможно при температуре алитирования в интервале 1000–1050 °С и выдержке не более 4 ч. Значения микротвердости также могут быть параметрами контроля содержания алюминия в сплаве.

Итак, исследования влияния термодиффузионного алитирования сплавов Fe-Cr-Al показали, что оно позволяет получить материал с новым комплексом теплофизических свойств.

1. После термодиффузионного алитирования содержание алюминия равномерно увеличивается по всей толщине ленты из сплава Fe-Cr-Al. Это приводит к упорядочению твердого раствора алюминия в ОЦК решетке  $\alpha$ -(Fe, Cr). Упорядочение происходит в два этапа: первый – при 8 мас.% Al образуется интерметаллид (Fe, Cr)<sub>3</sub>Al со структурой типа DO<sub>3</sub>, второй – при 15–16 мас.% осуществляется переход решетки к типу B2, что соответствует интерметаллиду (Fe, Cr)Al.

2. Наряду с термодиффузионным алитированием сплавов Fe-Cr-Al происходит собирательная и вторичная рекристаллизация, характерная для деформированных сплавов этого класса. Рост ферритного зерна ограничивается малой толщиной ленты, в чем проявляется так называемый «эффект толщины».

3. С увеличением содержания алюминия в ленте электросопротивление сплавов Fe-Cr-Al увеличивается, что положительно сказывается на эксплуатационных характеристиках нагревателей, для которых исследуемые сплавы предназначаются.

4. Увеличение концентрации алюминия в сплавах Fe-Cr-Al приводит к увеличению толщины ленты, повышению микротвердости и снижению пластичности. С этой точки зрения следует выбирать режимы ХТО, позволяющие получать не более 15 мас.% алюминия в ленте. Содержание алю-

миния в этих сплавах возможно контролировать по удельной намагниченности насыщения, толщине ленты и значениям микротвердости.

### Библиографический список

1. Булычева З. Н. и др. Влияние хрома на упорядочение сплавов Fe-Al // Упорядочение атомов и его влияние на свойства сплавов. Киев, 1968.
2. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. 2-е изд. М., 1978.
3. Гузанов Б. Н., Косицын С. В., Пугачева Н. Б. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении. Екатеринбург, 2004.
4. Кацнельсон А. А. Ближний порядок в твердых растворах металлов // Сорос. образоват. журн. 1999. № 11.
5. Корнилов И. И. Железные сплавы. Сплавы железо-хром-алюминий: В 2 т. М.; Л., 1945.
6. Косицын С. В., Пугачева Н. Б. Повышение жаростойкости металлических блоков-носителей катализатора методом газофазного алитирования // Кинетика и катализ. 1998. Т. 39, № 5.
7. Лившиц Б. Г., Крапошин В. С., Линецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. М., 1980.
8. Металловедение и термическая обработка стали: Справ.: В 3 т. Т. 1: Методы испытаний и исследования / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М., 1983.
9. Смирнов М. А., Счастливцев В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки сталей. М., 2002.
10. Сплавы для нагревателей / Л. П. Жуков, И. М. Племянникова, М. Н. Миронова и др. М., 1985.
11. Столф Н. С., Дэвис Р. Г. Механические свойства упорядочивающихся сплавов: Пер. с англ. М., 1969.
12. Упорядочение атомов и его влияние на свойства сплавов: Респ. межвед. сб. Акад. наук. Серия «Металлофизика». Киев, 1968. Вып. 20.
13. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справ. / Под ред. Б. Е. Неймарк. Л., 1967.
14. Чечерников В. И. Магнитные измерения / Под ред. Е. И. Кондорского. М., 1963.

15. *Хачатурян А. Г.* Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М., 1974.

16. *Klower J.* Factors affecting the oxidation behavior of thin Fe-Cr-Al Films. Pt 1. Effect of foil dimensions // *Mater. and Corros.* 1998. V. 49, № 10.

**А. С. Голубин, Н. Т. Шардаков,  
Г. В. Денисов**

## **ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ ОКСИДОВ АЗОТА**

Оксиды азота  $\text{NO}$  и  $\text{NO}_2$  относятся к вредным веществам 2-го и 3-го классов опасности соответственно [1]. Основными источниками загрязнения атмосферного воздуха оксидами азота являются топливоиспользующие установки энергетики и других отраслей промышленности. В соответствии с законодательством РФ строительство новых или увеличение мощности существующих источников загрязнения атмосферного воздуха может производиться только в том случае, если создаваемая выбросами этих источников максимальная приземная концентрация загрязняющих веществ с учетом фонового загрязнения не превышает предельно допустимой концентрации (ПДК). С другой стороны, крупные населенные пункты с развитой промышленностью часто сталкиваются с проблемой превышения фонового загрязнения ПДК. В таких случаях строительство новых и увеличение мощности старых источников выбросов невозможны без соответствующих атмосфероохранных мероприятий. В индустриально развитых странах наряду с нормированием приземных концентраций действуют правила, регламентирующие предельно разрешенные концентрации (ПРК) вредных веществ в отходящих газах топливоиспользующих установок. С учетом этих требований совершенно необходимым условием развития промышленности является разработка и внедрение новых высокоэффективных методов утилизации отходов.

Из предлагаемых безреагентных методов утилизации отходов наиболее изучен процесс очистки дымовых газов тепловых электростанций от оксидов азота и серы непрерывными и импульсными пучками электронов. Основным недостатком, препятствующим внедрению этого способа очист-