

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Тольяттинский государственный университет  
Институт машиностроения  
Кафедра «Сварка, обработка материалов давлением  
и родственные процессы»

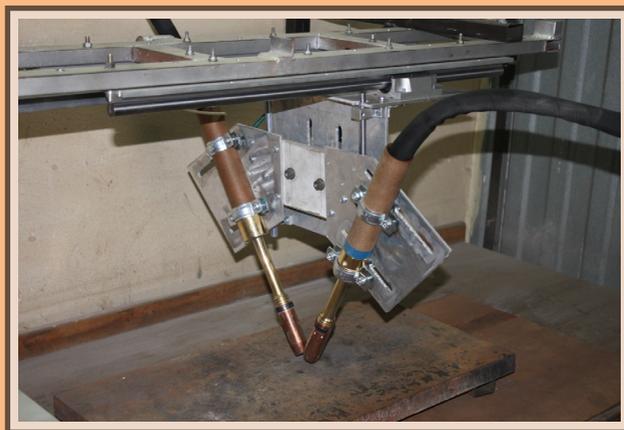
Ti

А.И. Ковтунов, С.В. Мямин

Al

# ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ

Электронное учебное пособие



Ti

Al

Al

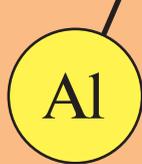
Ni

ISBN 978-5-8259-1392-6

© ФГБОУ ВО «Тольяттинский  
государственный университет», 2018

Fe

УДК 669.2:621.791.92  
ББК 34.23:34.644



Рецензенты:

д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой «Сварочное, литейное производство и материаловедение» Пензенского государственного университета *А.Е. Розен*;  
канд. техн. наук, доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы» Тольяттинского государственного университета *О.В. Шашкин*.

Ковтунов, А.И. Интерметаллидные сплавы : электронное учебное пособие / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2018. – 1 оптический диск.

Учебное пособие направлено на изучение структуры, свойств сплавов на основе интерметаллидов: железо-алюминий, никель-алюминий, титан-алюминий.

Предназначено для студентов, обучающихся по направлению подготовки высшего профессионального образования 15.04.01 «Машиностроение», магистерским программам «Технология и оборудование для пайки» и «Производство, диагностика и ремонт сварных конструкций и деталей газонефтехимического оборудования» при изучении ими дисциплины «Новые конструкционные материалы».

Текстовое электронное издание.

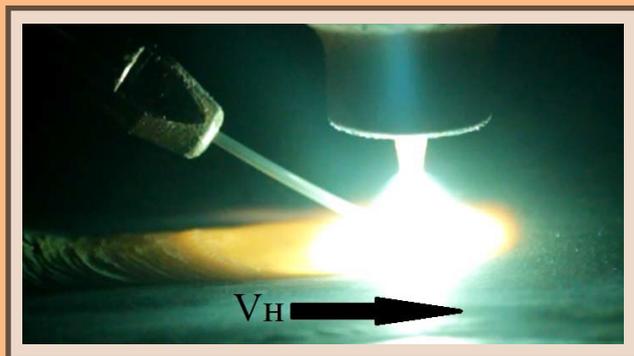
Рекомендовано к изданию научно-методическим советом Тольяттинского государственного университета.

Минимальные системные требования: IBM PC-совместимый компьютер: Windows XP/Vista/7/8; PIII 500 МГц или эквивалент; 128 Мб ОЗУ; SVGA; CD-ROM; Adobe Acrobat Reader.

© ФГБОУ ВО «Тольяттинский  
государственный университет», 2018



Al



Fe

Al

Редактор *Т.Д. Савенкова*

Технический редактор *Н.П. Крюкова*

Компьютерная верстка: *Л.В. Сызганцева*

Художественное оформление,

компьютерное проектирование: *И.В. Карасев, Г.В. Карасева*

Дата подписания к использованию 02.10.2018.

Объем издания 6 Мб.

Комплектация издания: компакт-диск, первичная упаковка.

Заказ № 1-51-17.

Издательство Тольяттинского государственного университета

445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14,

тел. 8 (8482) 53-91-47, [www.tltsu.ru](http://www.tltsu.ru)

Ni

## Содержание

ВВЕДЕНИЕ .....	5
1. СВОЙСТВА И ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ .....	6
2. ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Fe-Al .....	11
2.1. Структура, фазовый состав и свойства сплавов системы железо-алюминий .....	11
2.2. Получение интерметаллидных сплавов Fe-Al .....	18
2.3. Структура и свойства наплавленных сплавов системы железо-алюминий .....	24
3. ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ .....	34
3.1. Состав, структура и свойства алюминидов никеля .....	34
3.2. Влияние легирующих элементов на свойства алюминидов никеля .....	38
3.3. Свойства наплавленных сплавов на основе алюминидов никеля .....	43
4. ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА .....	54
4.1. Состав, структура и свойства алюминидов титана .....	54
4.2. Промышленные сплавы на основе алюминидов титана .....	64
4.3. Наплавка интерметаллидных сплавов системы Al-Ti .....	68
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК .....	76

## ВВЕДЕНИЕ

В промышленности в качестве конструкционных материалов все шире применяются интерметаллиды. Интерметаллид – это химическое соединение, образованное двумя или более металлами. Интерметаллиды имеют фиксированное соотношение между компонентами. Для интерметаллидов характерна преимущественно металлическая связь между атомами в решетке, однако существуют интерметаллиды с ионным и ковалентным типами химической связи, а также промежуточные случаи (ионно-металлическая и ковалентно-металлическая связь).

Интерметаллиды обладают, как правило, высокой твердостью и высокой химической стойкостью. Очень часто интерметаллиды имеют более высокую температуру плавления, чем исходные металлы. Интерметаллиды менее пластичны, чем исходные металлы, и сообщают повышенную хрупкость сплавам, в структуру которых они входят, так как связь между атомами в решетке в них является переходной от металлической к ковалентной или ионной.

Высокая хрупкость многих интерметаллидов, особенно при комнатной температуре, ограничивает их область применения. Однако интерметаллидные сплавы могут успешно применяться для формирования поверхностных слоев деталей, от которых требуются повышенные эксплуатационные свойства (износостойкость, жаростойкость, коррозионная стойкость).

В учебном пособии рассмотрены вопросы формирования наплавленных интерметаллидных сплавов самых распространенных систем: железо-алюминий, никель-алюминий и титан-алюминий. Приводятся данные по структуре, фазовому и химическому составу, механическим и эксплуатационным свойствам наплавленного металла на основе указанных систем.

## 1. СВОЙСТВА И ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ

Интерметаллическими соединениями, или интерметаллидами, называют соединения металлов между собой, причем к компонентам интерметаллидов относят также и полуметаллы – кремний и германий. Самая общая классификация интерметаллидов включает дальтониды, бертоллиды и фазы Курнакова [1].

К настоящему времени обнаружено и описано более 1500 интерметаллических соединений, которые образуют около 200 различных типов кристаллических структур [2]. К перспективным конструкционным материалам относят следующие типы интерметаллидов:

- 1) фазы типа  $A_3B$  с кубической кристаллической решеткой  $L1_2$  ( $Ni_3Al$ ,  $Ni_3Si$ ,  $Ni_3Fe$ ,  $Ni_3Mn$ ,  $Zr_3Al$ );
- 2) фазы типа  $A_3B$  с гексагональной решеткой  $DO_{19}$  ( $Ti_3Al$ ,  $Ti_3Sn$ );
- 3) алюминиды типа  $Me_3Al$  ( $A_3B$ ) со структурой, отличной от  $L1_2$  и  $DO_{19}$  ( $Fe_3Al$ - $DO_3$ ;  $Nb_3Al$ - $0A_h^3$ );
- 4) алюминиды типа  $MeAl_3$  ( $NbAl_3$ ,  $NiAl_3$ ,  $TaAl_3$ ,  $TiAl_3$ ,  $ZrAl_3$ ); их кристаллические структуры различны;
- 5) фазы типа  $AB$  с кристаллической решеткой  $L1_0$  ( $TiAl$ ,  $CuAu$ );
- 6) фазы типа  $AB$  с кристаллической структурой  $B2$  ( $NiAl$ ,  $CoTi$ ,  $CoZr$ ,  $NiBe$ ,  $FeAl$ ,  $FeCo$ ,  $TiNi$ );
- 7) тройные алюминиды со структурой  $L1_2$ :  $Al_{1-x-y}Ti_xMe_y$  ( $Me = Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni$ ;  $x = 0,24...0,28$ ;  $y = 0,08...0,14$ );
- 8) тройные фазы Лавеса ( $TiCr_{1,5}Si_{0,5}$ ;  $TaFeAl$ ;  $TaNiAl$ ;  $NbNiAl$ );
- 9) силициды ( $MoSi_2$ ;  $NbSi_2$ ;  $Ni_3Si$ ;  $TiSi_2$ ;  $Ti_5Si_3$ ;  $Mg_2Si$ ;  $CoSi_2$ ).

Высокотемпературные интерметаллидные сплавы должны обладать следующими свойствами: высокими прочностными и жаропрочными удельными характеристиками, достаточным сопротивлением усталости, приемлемой пластичностью и технологичностью, высоким сопротивлением коррозии и окислению.

Наибольший практический интерес представляют алюминиды и сплавы на их основе, что обусловлено следующими причинами:

а) алюминиды и сплавы на их основе обладают высокими прочностными и жаропрочными характеристиками при рабочих температурах, свойственных никелевым сплавам и выше них (при меньшей

плотности). Особый интерес вызывают интерметаллиды с высокой температурой плавления:  $\text{Nb}_3\text{Al}$  (1960 °C),  $\text{MoSi}_2$  (2030 °C), предназначенные для работы при температурах выше 1200 °C. Быстрозакристаллизованные ленты из сплава  $\text{Nb}_3\text{Al}$  обладают временным сопротивлением разрыву 900 МПа при 1300 °C и 700 МПа при 1400 °C. В связи с этим полагают, что жаропрочные материалы на интерметаллидной основе заполнят тот пробел в рациональных температурах эксплуатации, который наблюдается между никелевыми сплавами (–1100 °C) и керамикой (>1300 °C). Предельную температуру эксплуатации интерметаллидов оценивают равной  $(0,5 \dots 0,7) T_{\text{пл}}$  (предпочтительно  $0,5 T_{\text{пл}}$ ) [3];

б) алюминий существенно понижает плотность сплавов. Так, в частности, плотность интерметаллида  $\text{TiAl}$  в 2,5 раза меньше, чем у жаропрочных никелевых сплавов. Пониженная плотность алюминидов способствует повышению удельных характеристик прочности и жаропрочности. Заметим, что в последнее время большое внимание уделяется одному из самых легких интерметаллидов  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (1,94 г/м<sup>3</sup>) [4];

в) по сравнению с другими материалами алюминиды обладают высоким сопротивлением окислению. Одним из лучших материалов в этом отношении является интерметаллид  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , обладающий к тому же и высокой коррозионной стойкостью. Высокой жаростойкостью обладают также силициды, но для них труднее решается проблема устранения их хрупкости;

г) алюминий относится к сравнительно недорогим, недефицитным легирующим элементам [5].

Основные факторы, затрудняющие применение интерметаллидов и сплавов на их основе как конструкционных материалов, следующие: свойственная интерметаллидам хрупкость, особенно при комнатной температуре; недостаточное в некоторых случаях сопротивление окислению; ненадежность методов проектирования и предсказания длительности эксплуатации изделий из интерметаллидов; отсутствие поставщиков качественной продукции из интерметаллидов; высокая стоимость изделий.

Способы повышения пластичности интерметаллидов включают микролегирование, легирование, формирование оптимальной микроструктуры, повышение чистоты исходных материалов [6].

Микролегирование обычно проводится не только с целью повышения пластичности, но и улучшения всего комплекса эксплуатационных свойств. Повышение пластичности при микролегировании может быть достигнуто в результате уменьшения ковалентной составляющей связи, создания благоприятной дислокационной структуры с более высокой подвижностью дислокаций, обеспечения действия более благоприятных систем скольжения, изменения кристаллического или фазового состава и структурного состояния.

К новым направлениям легирования следует отнести упрочнение интерметаллидов дисперсными частицами. Дисперсное упрочнение, реализуемое методами порошковой металлургии, обеспечивают оксиды. К таким сплавам принадлежат, в частности, интерметаллиды  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}$ ,  $\text{NiAl}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , упрочненные оксидами ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ), карбидами ( $\text{HfC}$ ), боридами ( $\text{TiB}_2$ ).

Большое значение имеет также чистота исходных материалов, особенно по легкоплавким примесям, сегрегация которых на границах зерен вызывает хрупкое межзеренное разрушение.

Интерметаллиды уже давно применяют в технике для различных назначений. Хорошо известно применение алюминидов и силицидов в качестве защитных покрытий при горячем деформировании и термической обработке химически активных металлов. Интерметаллиды составляют основу сплавов — накопителей водорода, легко поглощающих большие количества водорода при температурах, близких к комнатной, и отдающих его при невысоком нагреве при понижении его давления [7].

Несколько позднее на интерметаллиды обратили внимание как на перспективные в ряде применений конструкционные материалы. Алюминиды титана  $\text{TiAl}$  и  $\text{Ti}_3\text{Al}$  могут быть полезными конструкционными материалами в авиационной технике, так как они обладают малой плотностью, высокой жаростойкостью и жаропрочностью, хорошими литейными свойствами. Но применение этих интерметаллидов осложнялось их хрупкостью при комнатной и повышенных температурах. Тем не менее в настоящее время разработан ряд сплавов на основе алюминидов  $\text{Ti}_3\text{Al}$  и  $\text{TiAl}$  с механическими и технологическими свойствами, обеспечившими их практическое применение.

Успех в разработке сплавов на основе алюминидов титана стимулировал исследования по изысканию перспективных жаропрочных материалов на основе алюминидов других металлов, в первую очередь никеля ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{NiAl}$ ) [8].

Применение жаропрочных материалов на основе алюминидов титана:

- авиационная промышленность;
- для деталей горячего тракта газотурбинных двигателей;
- для деталей компрессора;
- сопловые и рабочие лопатки;
- кольца, корпуса, панельные конструкции;
- энергетическое машиностроение;
- стационарные турбины электрогенераторов;
- энергетические установки;
- транспортное машиностроение;
- поршневые и дизельные двигатели;
- газо- и нефтеперерабатывающие установки химической промышленности;
- атомное машиностроение;
- первая стенка термоядерного реактора;
- в качестве материалов-заменителей, которые создают дополнительную экономию дефицитных материалов.

Сплавы на основе алюминидов железа обладают рядом уникальных эксплуатационных свойств: высокой коррозионной стойкостью, высокой жаростойкостью и достаточно высокими показателями твердости, что говорит о повышенной износостойкости. Сплавы системы железо-алюминий могут быть использованы для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного износа, при повышенных температурах, в агрессивных средах [3]. Это детали горнодобывающего, металлургического, химического и нефтехимического оборудования.

Сплавы на основе алюминидов широко применяются в качестве покрытий. Наиболее применимы покрытия на основе интерметаллидных фаз  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{NiAl}$ . Эти покрытия работают в условиях высоких температур и в окислительных средах [9]. Для напыления этих покрытий разработаны порошковые интерметаллидные сплавы

ПН85Ю15, ПН65Ю35 [9; 10]. Для создания покрытий этой системы диффузионным насыщением применяются пастообразные композиции, содержащие алюминий, никель и активатор (фтористый натрий) [11]. В качестве коррозионно-стойких покрытий на углеродистых сталях используются интерметаллидные сплавы системы алюминий-хром, алюминий-хром-никель [11; 12]. Для защиты деталей тепловых машин из литейных никелевых сплавов от высокотемпературной газовой коррозии широко используются покрытия системы Ni-Cr-Al, Ni-Cr-Al-Y, Ni-Cr-Al-W-Si-C [11; 12; 13].

Покрытия на основе  $Ni_3Al$  применяются при наплавке штампового инструмента для деформирования горячего металла. При этом покрытия работают при температурах до 1100 °С, в том числе в условиях термосилового воздействия [14]. В качестве коррозионно-стойких и жаростойких покрытий используются интерметаллидные сплавы системы алюминий-хром, алюминий-хром-никель.

### **Контрольные вопросы**

1. Какие элементы образуют интерметаллидные сплавы?
2. Как классифицируются интерметаллидные сплавы?
3. Какие типы интерметаллидов относят к перспективным конструкционным материалам?
4. По каким причинам алюминиды и сплавы на их основе имеют наибольшее практическое применение из интерметаллидных сплавов?
5. Какие факторы затрудняют применение интерметаллидов и сплавов на их основе?
6. Какие способы применяются для повышения пластичности интерметаллидных сплавов?
7. Вследствие каких явлений наблюдается повышение пластичности при легировании и микролегировании интерметаллидов?
8. В чем сущность упрочнения интерметаллидов дисперсными частицами?
9. Почему при получении интерметаллидов требуется повышенная чистота исходных материалов?
10. В каких областях промышленности применяются интерметаллиды и сплавы на их основе?

## 2. ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Fe-Al

### 2.1. Структура, фазовый состав и свойства сплавов системы железо-алюминий

В равновесных условиях алюминий с железом образуют твердые растворы, интерметаллические соединения и эвтектику (рис. 2.1) [15; 16]. Растворимость железа в алюминии незначительна (0,03 ат. % при эвтектической температуре 654 °С), растворимость алюминия в железе в 600 раз выше и составляет примерно 32 %. При затвердевании в структуре сплавов алюминия с железом появляются кристаллы соединения  $\text{FeAl}_3$  (77,5 ат. % Al). При содержании до 1,8 % железа и температуре 654 °С образуется эвтектика  $\text{Al} + \text{FeAl}_3$ . Дальнейшее увеличение содержания железа в сплаве влечет за собой появление химических соединений следующих составов:  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  (71 ат. % Al),  $\text{FeAl}_2$  (67,59 ат. % Al),  $\text{FeAl}$  (45,2 ат. % Al) и др.

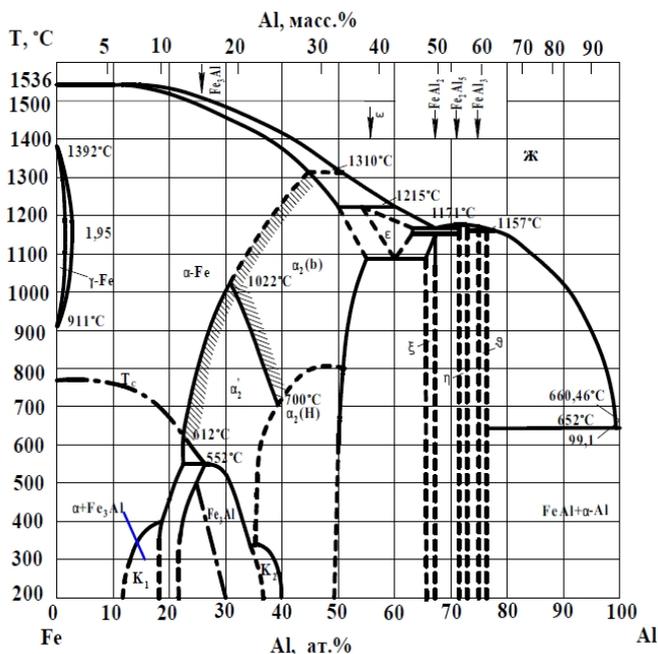


Рис. 2.1. Диаграмма состояния системы железо-алюминий [5]

Компоненты системы Fe-Al обладают простейшими структурами:  $\alpha$ -Fe – кубическая объемно-центрированная,  $a = 2,8664 \text{ \AA}$ ;  $\gamma$ -Fe – кубическая гранецентрированная,  $a = 3,656 \text{ \AA}$ ; Al – кубическая гранецентрированная,  $a = 4,04914 \text{ \AA}$  [15; 16].

Несмотря на сравнительно близкие величины периодов, структурные компоненты не образуют непрерывный ряд твердых растворов. На  $\alpha$ -модификации железа базируется ограниченный ряд твердых растворов с максимальным содержанием алюминия, равным приблизительно 53 ат. % при температуре 1103 °C. Из этого твердого раствора в результате превращения, состоящего в упорядочении распределения атомов железа и алюминия, образуются два самых богатых железом соединения – FeAl и  $\text{Fe}_3\text{Al}$  со следующими структурами: FeAl – кубическая примитивная структура типа CsCl,  $a = 2,903 \text{ \AA}$ ;  $\text{Fe}_3\text{Al}$  – кубическая гранецентрированная структура типа  $\text{DO}_3$  ( $\text{BiFe}_3$ ),  $a = 5,78 \text{ \AA}$ . При 552 °C и 26,8 ат. % Al реализуется вырожденное перитектоидное превращение  $\alpha + \alpha_2 \leftrightarrow \text{Fe}_3\text{Al}$ ; в точке с указанными выше координатами сосуществуют ферромагнитная фаза  $\alpha$ -Fe и парамагнитная фаза  $\text{Fe}_3\text{Al}$  [15; 17].

По данным [15], упорядоченная структура типа  $\text{Fe}_3\text{Al}$  образуется в сплавах, содержащих от 25 до 34 ат. % Al, после медленного охлаждения. После закалки этих сплавов от температуры 600 °C и выше возникает структура FeAl. Процесс упорядочения характеризуется изменением ряда физических свойств, в частности более низким значением точки Кюри, изменением периода кристаллической решетки при комнатной температуре в зависимости от содержания алюминия. При его содержании до 10 % период кристаллической решетки увеличивается линейно с повышением содержания легирующего элемента. Сплавы с содержанием алюминия от 10 до 20 % характеризуются в упорядоченном состоянии почти постоянным периодом решетки. В области невысокого содержания алюминия образуется также нестабильная фаза  $\text{Fe}_2\text{Al}$  с гексагональной структурой типа  $\text{MgZn}_2$  (фаза Лавеса),  $a = 4,76 \text{ \AA}$ ;  $b = 7,70 \text{ \AA}$ ;  $a/c = 1,62$ .

При содержании алюминия, превышающем 50 ат. %, в системе Al-Fe образуются фазы  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{FeAl}_3$  ( $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ ) и метастабильные соединения  $\text{FeAl}_6$ . Структура  $\text{FeAl}_6$  – ромбическая с периодами решетки  $a = 7,440 \text{ \AA}$ ;  $b = 6,4644 \text{ \AA}$ ;  $c = 8,779 \text{ \AA}$ . Структура  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$

(FeAl<sub>3</sub>) – одна из самых сложных структур интерметаллических соединений, имеющая моноклинную элементарную ячейку с периодами  $a = 15,489 \text{ \AA}$ ;  $b = 8,0834 \text{ \AA}$ ;  $c = 12,476 \text{ \AA}$ ;  $\beta = 107^\circ 43'$ . Структура соединения Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, содержащего больше железа, чем FeAl<sub>3</sub>, ромбическая с параметрами  $a = 7,68 \text{ \AA}$ ;  $b = 6,40 \text{ \AA}$ ;  $c = 4,20 \text{ \AA}$  [16; 18].

Особенности строения и параметров кристаллической решетки во многом определяют механические и эксплуатационные свойства соединений системы Fe-Al. Так, при отношении числа валентных электронов к числу атомов в решетке, равном 3/2, интерметаллические соединения образуют  $\beta$ -фазы с о. ц. к. структурой или со сложной кубической решеткой. К таким соединениям относится сплав FeAl, который обладает металлическими свойствами, однако участие d-электронов в межатомной связи определяет появление ковалентной составляющей. Интерметаллиды этого типа характеризуются высокой стойкостью против окисления и газовой коррозии, что позволяет использовать их в качестве жаростойких материалов и покрытий [19].

Присутствующее в алюминии железо находится в виде химических соединений, что и определяет механические свойства сплавов железо-алюминий. Железо приводит к повышению твердости и прочности сплава и резкому снижению его пластичности (рис. 2.2). Железоалюминиевые сплавы с содержанием железа 8...10 масс. % обладают незначительной пластичностью, а еще более легированные железом весьма хрупки.

Свойства сплавов системы алюминий-железо весьма различны (рис. 2.3).

Микротвердость сплавов системы Fe-Al независимо от их фазового состава значительно выше, чем у алюминия и железа. Максимальной микротвердостью обладают фазы FeAl<sub>3</sub>; FeAl<sub>2</sub>; Fe<sub>2</sub>Al<sub>7</sub>; Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>. Значение микротвердости для этих фаз колеблется в интервале 9,6...11,5 ГПа. Для фазы FeAl значение микротвердости достигает 6 ГПа, а для фазы Fe<sub>3</sub>Al – 2,7 ГПа.

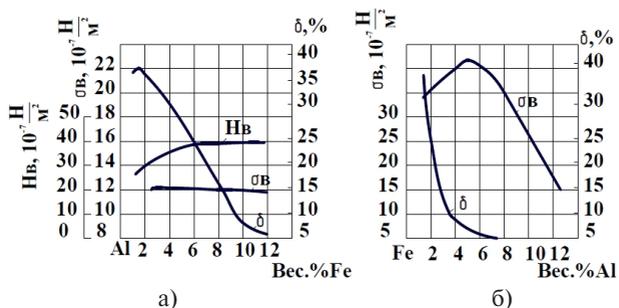


Рис. 2.2. Изменение механических свойств алюминийно-железных сплавов в зависимости от содержания железа (а); изменение механических свойств железоалюминиевых сплавов в зависимости от содержания алюминия (б) [20]

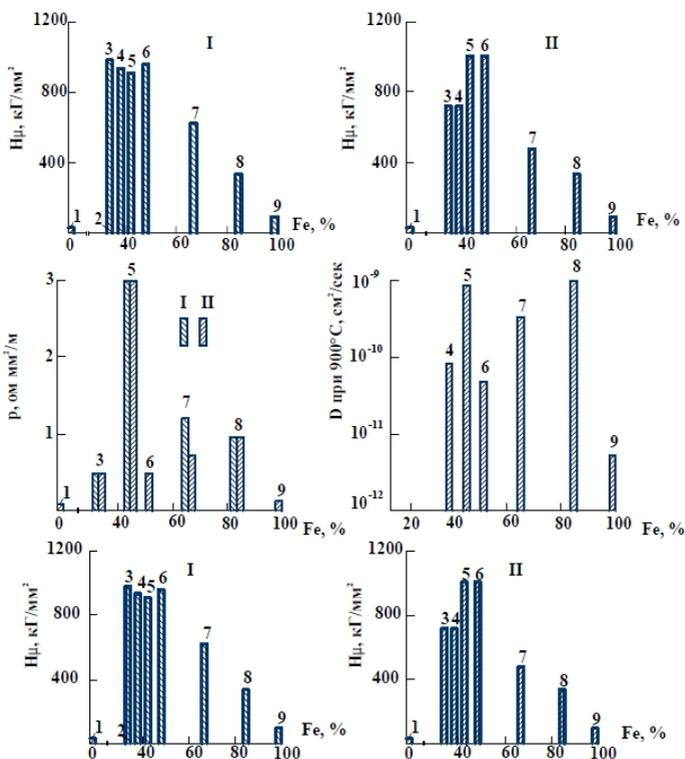


Рис. 2.3. Свойства интерметаллических фаз системы железо-алюминий: I – литое состояние; II – состояние после отжига; 1 – Al; 2 – Al + FeAl<sub>3</sub>; 3 – Fe<sub>2</sub>Al; 4 – FeAl<sub>3</sub>; 5 – Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>; 6 – FeAl<sub>5</sub>; 7 – FeAl; 8 – Fe<sub>3</sub>Al; 9 – Fe [2]

Наибольшей твердостью 11,5 ГПа при комнатной температуре обладает соединение  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$ . Твердость всех интерметаллидных фаз уменьшается с ростом содержания железа. С увеличением температуры микротвердость соединений падает. Точка перегиба в значениях микротвердости лежит в пределах  $0,3...0,5 t_{\text{пл}}$ . Для фаз  $\text{FeAl}_3$  и  $\text{FeAl}_2$  разупрочнение наступает при  $0,5 t_{\text{пл}}$ ; фаза  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  разупрочняется при  $0,45 t_{\text{пл}}$ , фаза  $\text{FeAl}$  — при  $0,33 t_{\text{пл}}$ . А для  $\text{Fe}_3\text{Al}$  происходит постепенное снижение твердости. Приведенные данные объясняют хорошую деформируемость исследуемых материалов при повышенных температурах. Высокая твердость некоторых фаз характеризует их высокую абразивную износостойкость.

Прочностные свойства этих фаз изменяются практически противоположно твердости. Наибольшей прочностью при растяжении обладают фазы  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ;  $\text{FeAl}$ , а наименьшей — фазы  $\text{FeAl}_3$ ;  $\text{FeAl}_2$ ;  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$ ;  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . Прочность  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$ ;  $\text{FeAl}_3$  и  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  составляет соответственно 18, 15 и 17 МПа.

Наименьшая прочность при сжатии наблюдается у соединения  $\text{FeAl}_3$  — 16 МПа. Наиболее высокой прочностью при сжатии обладают фазы  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ;  $\text{FeAl}$ ;  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$ . Высокая прочность 190 МПа при сжатии фазы  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$  объясняется наличием мягкой межзеренной прослойки алюминия. Однако разрушение соединения  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$  протекает хрупко — на диаграмме практически не регистрируется площадка текучести. Значительно хрупки и фазы  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{FeAl}_2$ . С увеличением содержания железа в сплавах  $\text{FeAl}$  и  $\text{Fe}_3\text{Al}$  зерна приобретают более правильную форму и заметно увеличиваются в размере.

Следует отметить, что всем интерметаллидам системы железо-алюминий присущ хрупкий характер разрушения. Хрупкость этих соединений объясняется их сложным кристаллическим строением, наличием ковалентной и ионной связей. При деформации подобных соединений скольжение быстро прекращается и не возникает при дальнейшей деформации полос. Искажение кристаллической решетки, вызывающее появление полос скольжения, кристаллографически ограничено, что и приводит к хрупкому разрушению.

Несмотря на хрупкость при низких температурах, при высоких температурах интерметаллические соединения в какой-то мере становятся пластичными.

Возможность промышленного использования в качестве специальных покрытий сплавов на основе алюминида железа во многом обусловлена наличием у них при комнатной температуре (в некоторых случаях и при минусовых температурах) определенной минимальной пластичности, которая соответствует достаточному уровню их вязкости разрушения. Наибольшего внимания заслуживают упорядоченные интерметаллидные сплавы на основе  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , отличающиеся высокой жаростойкостью, в частности в серосодержащих средах.

Авторами работы [21] были проведены эксперименты: исследовались изготовленные сваркой контейнеры из алитированных листов из низкоуглеродистой стали после 1000 часов эксплуатации при температурах 900...950 °С. В этих контейнерах проводились различные виды химико-термической обработки: цементация, борирование, алитирование и т. д.

Анализ жаростойкости алитированных листов и сварных швов показал полное отсутствие окисления на поверхности контейнеров и очень незначительное окисление на поверхности сварных соединений [21].

Отсутствие трещин на поверхности контейнеров и сварных соединений свидетельствует о высокой прочности сваренных алитированных листов. Кроме того, в процессе эксплуатации заметной деформации контейнеров, описанной в работе, не наблюдалось. Это было достигнуто благодаря двустороннему алитированию исходных листов.

Анализ химического состава алитированного металла, находящегося в атмосфере цементации, показал отсутствие углерода в поверхностном слое. Алитированный металл не насыщается углеродом, поскольку он представляет собой фазы: твердый раствор алюминия в  $\alpha$ -железе или алюминиды, в которых углерод не растворяется.

Фаза  $\text{Fe}_3\text{Al}$  кроме этого обладает и высоким сопротивлением к окислению и коррозионной стойкостью по сравнению с остальными интерметаллидами системы железо-алюминий.

В работе [11] была изучена коррозионная стойкость слоя, состоящего из соединений  $\text{Fe}_3\text{Al}$  и  $\text{FeAl}$ , образовавшегося при алитировании стали 45. Как показали исследования, алитированный слой обладает коррозионной стойкостью в среде водного раствора, со-

держашего ионы  $S^{2-}$  и  $Cl^-$ , много большей, чем сталь 45. Так, площадь коррозионных поражений в 6 раз меньше на алитированных образцах, чем на образцах из стали 45. Однако в сравнении с нержавеющей сталью коррозионная стойкость алитированного слоя имеет более широкую область пассивации и более низкую плотность тока [11]. В исследованиях [11] также было отмечено, что интерметаллиды системы Fe-Al имеют хорошую коррозионную стойкость в среде газов и в солевых растворах сульфатов и хлоридов [11].

Как уже отмечалось, сплав  $Fe_3Al$  имеет и серьезный недостаток – низкотемпературную хрупкость [22]. Причиной низкотемпературной хрупкости упорядоченных сплавов на основе  $Fe_3Al$  с содержанием алюминия более 25 % ат. является насыщение их водородом, образующимся при взаимодействии алюминия с парами воды из окружающего воздуха. Устранить этот недостаток позволит введение 2...5 % Cr в сплав [22].

Отмечено также, что сплав 8 % Al-Fe обладает такой же устойчивостью к окислению, как и сплавы 20 % Cr – 80 % Ni [13]. Повышение стойкости железа к окислению при легировании алюминием происходит, вероятно, в результате значительного обогащения наружного слоя оксидной пленки легирующими компонентами. К сожалению, применение стойких к окислению Al-Fe сплавов ограничено их низкими механическими свойствами, малой прочностью защитных оксидных пленок и способностью алюминия образовывать нитриды, вызывающие охрупчивание.

Интерметаллид  $Fe_3Al$  кроме высокого сопротивления к коррозии также обладает и сопротивлением абразивному изнашиванию. Однако при нагреве выше 540 °C интерметаллид разупорядочивается и превращается в твердый раствор Fe(Al). При быстром охлаждении упорядочивания в твердом растворе не происходит и интерметаллид, имеющий высокий комплекс механических свойств, не образуется.

## 2.2. Получение интерметаллидных сплавов Fe-Al

При получении сплавов на основе алюминидов железа приходится преодолевать определенные трудности вследствие резкого различия в температурах плавления и испарения, а также в плотностях их компонентов. Сплавы с высоким содержанием алюминия затруднительно выплавлять в вакуумно-дуговых, электронно-лучевых и других печах, где требуется применение вакуума, из-за высокой летучести алюминия. Имеются сведения о применении для получения сплавов на основе алюминидов железа методов горячего и холодного прессования специально приготовленных порошков, в том числе в сочетании с механическим легированием и замоноличиванием порошковой смеси методом взрыва.

Для получения сплавов, композиционных материалов и покрытий на основе сплавов Fe-Al используют следующие методы: горячее изостатическое прессование и спекание в вакууме, дуговое и плазменное распыление, самораспространяющийся высокотемпературный синтез и др. Технология их производства очень сложна и, как правило, многостадийна. Электрошлаковый переплав позволяет выплавлять слитки сплавов на основе алюминида железа самого широкого химического состава.

Сплавы системы железо-алюминий успешно применяются в качестве наплавочных материалов. В современном машиностроении широкое распространение получила наплавка изнашиваемых рабочих поверхностей инструмента износостойкими сплавами с заданными эксплуатационными свойствами. С этой целью применяется около 100 различных видов наплавки. В большей степени выбор способа наплавки определяется его производительностью. Промышленные наплавочные материалы для наплавки интерметаллидных сплавов системы железо-алюминий не выпускаются. В качестве присадочного материала могут успешно применяться присадочные алюминиевые проволоки, которые выпускаются российской промышленностью в широком ассортименте в соответствии с ГОСТ 7871-75.

Необходимый химический состав наплавленного слоя достигается переплавлением основного металла и введением присадочной алюминиевой проволоки. Управляя скоростью подачи проволоки,

скоростью сварки и тепловыми условиями процесса, можно получить наплавленный слой с любым содержанием алюминия.

Учитывая, что выпускаются сварочные проволоки из сплавов систем алюминий-магний, алюминий-марганец, алюминий-кремний и алюминий-медь, можно получать покрытия, дополнительно легированные этими элементами. Дополнительное легирование важно с точки зрения повышения эксплуатационных свойств покрытий и повышения трещиностойкости сплавов системы железо-алюминий. Для получения тройных сплавов, легированных элементами, не входящими в состав алюминиевых сварочных проволок, возможно применение присадочных материалов, содержащих третий компонент сплавов.

Для реализации технологии и исследования процессов аргонодуговой наплавки сплавов системы железо-алюминий была изготовлена автоматическая установка, состоящая из рамы с направляющими рельсами 1, механизма позиционирования 2, оборудования для подачи присадочной проволоки 3, источника питания (рис. 2.4) [23]. Данная установка обеспечивает возможность ввода в сварочную ванну 1 или 2 проволок присадочного материала, что позволяет формировать наплавленный слой на основе тройных сплавов.

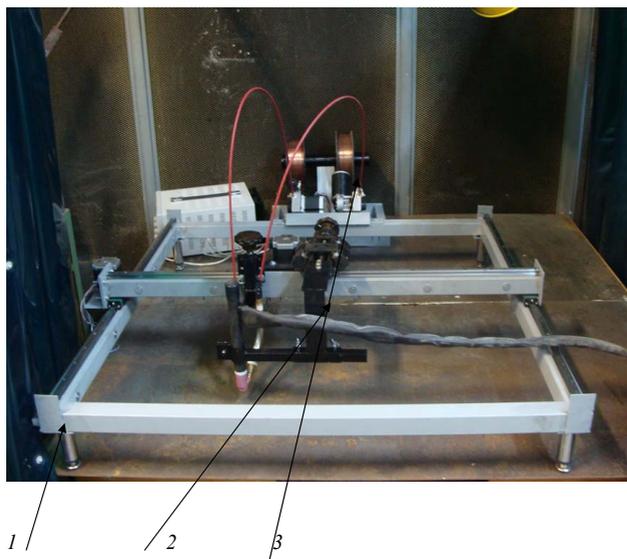


Рис. 2.4. Установка для автоматической аргонодуговой наплавки



Рис. 2.5. Механизм позиционирования

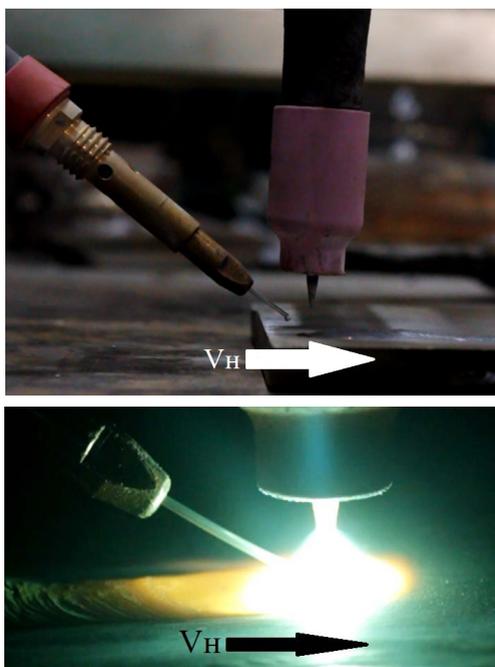


Рис. 2.6. Схема ввода присадочной проволоки

Для наплавки установка оснащается сварочной горелкой AUT-TIG 400W фирмы Abicor-Bensel с жидкостным охлаждением.

Для подачи присадочной проволоки установка оснащена двумя подающими механизмами (рис. 2.5). Один подающий механизм с двигателем постоянного тока типа 45402BVE фирмы TBI Industries GmbH предназначен для подачи алюминиевой присадочной проволоки. Скорость подачи проволоки изменяется от 0 до 18 м/мин.

При наплавке присадочная проволока подавалась в хвостовую часть сварочной ванны (рис. 2.6) для уменьшения разбрызгивания алюминия и снижения его угара покрытия [23]. Особенностью аргодуговой наплавки с подачей алюминиевой проволоки в стальную жидкометаллическую ванну является значительная неоднородность по сечению наплавленного слоя, что сказывается на механических и эксплуатационных свойствах наплавленного металла [24].

Для повышения механических и эксплуатационных свойств наплавленных слоев системы железо-алюминий было предложено использовать двухдуговую наплавку с применением алюминиевой и стальной электродных проволок [25].

Двухдуговая наплавка покрытий системы Fe-Al осуществлялась при помощи специально сконструированной установки, состоящей из рамы с направляющими рельсами; подвижного портала с закрепленными на нем двумя горелками с механизмами регулирования; двух источников питания (рис. 2.7). Данная установка обеспечивает возможность осуществления двухдуговой наплавки в автоматическом режиме.

Рама установки размером 800×350 мм крепится перпендикулярно стене специальными кронштейнами. На раме закреплена направляющая серии HG длиной 700 мм.

Передвижение портала осуществляется шаговым двигателем при зацеплении зубчатой рейки, установленной на оси, и зубчатой шестерни, установленной на валу двигателя.

Управление шаговыми двигателями осуществляется специализированными приводами, собранными в едином блоке управления, состоящем из программируемого контроллера SMC-3; программируемого блока управления SMSD-3.0 и блока питания.



Рис. 2.7. Установка для автоматической двухдуговой наплавки

Механизм позиционирования предназначен для обеспечения качества процесса наплавки путем изменения геометрии ввода электродных проволок в место сварки и позволяет регулировать вылет электрода; угол ввода присадочных проволок; расстояние между дугами.

Для наплавки использовали сварочную горелку ТВ1 (2 ед.).

Для регулировки положения сварочных горелок применяли механизм, состоящий из специализированного исполнительного механизма линейного перемещения с низким люфтом передвижения. Его рабочий ход составляет 100 мм. К данному механизму крепится пластина с пазами для перемещения хомутов для закрепления горелок, с помощью которой осуществляется регулировка положения горелок.

Схема установки представлена на рис. 2.8.

Для автоматической наплавки сита грохота (рис. 2.9) была изготовлена самоходная установка [24]. Разработанный самоходный автомат предназначен для наплавки износостойких сплавов системы железо-алюминий на стержневые элементы грохотов путем подачи алюминиевой присадочной проволоки в аргонодуговую дугу с неплавящимся электродом и формирования интерметаллидных сплавов системы железо-алюминий (рис. 2.10).

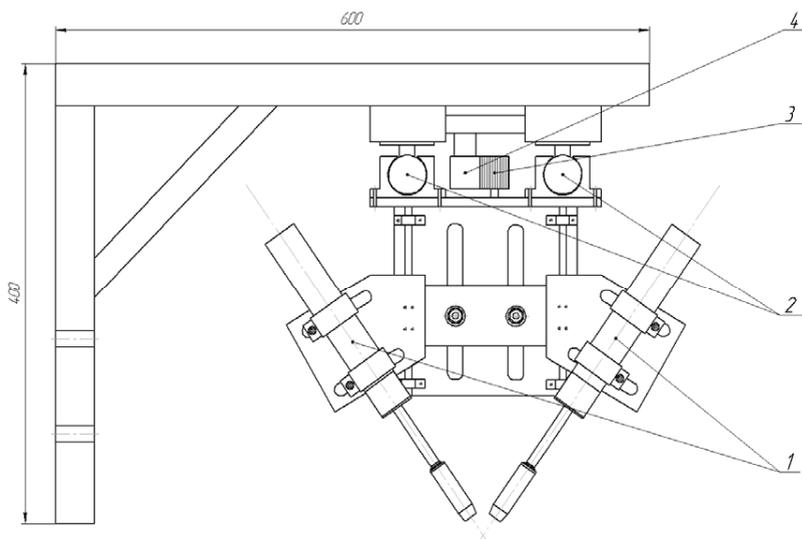


Рис. 2.8. Схема установки для наплавки: 1 – вертикальные горелки; 2 – направляющие; 3 – зубчатая шестерня; 4 – зубчатая рейка



Рис. 2.9. Сито грохота

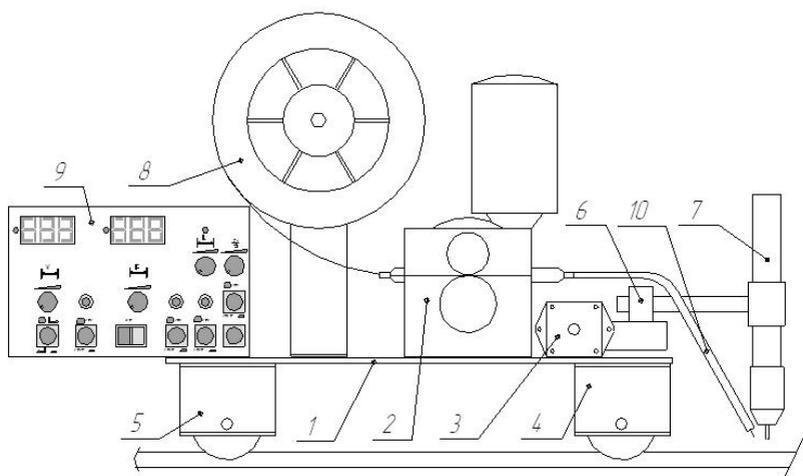


Рис. 2.10. Общий вид автомата: 1 – основание; 2 – привод подающего механизма проволоки; 3 – шаговый двигатель; 4 – ведущий ролик; 5 – ведомый ролик; 6 – винтовая пара; 7 – аргодуговая горелка; 8 – катушка с проволокой; 9 – блок управления; 10 – направляющий канал для проволоки

### 2.3. Структура и свойства наплавленных сплавов системы железо-алюминий

Химический состав наплавленного металла определяется режимами наплавки и химическим составом основных и присадочных материалов. Повышение силы тока при наплавке приводит к увеличению доли основного металла в наплавленном валике и, соответственно, снижению содержания алюминия. По расчетным данным, повышение тока с 200 до 300 А способствует снижению содержания алюминия с 13 до 12 %, а по данным спектрального анализа – с 13,8 до 9,4 % (рис. 2.11).

Увеличение скорости наплавки способствует уменьшению ширины шва, величины усиления и глубины проплавления. Расчетное содержание алюминия (рис. 2.11) повышается с 9,5 до 12 % при увеличении скорости наплавки с 0,167 до 0,334 см/с; результаты химического анализа показали повышение содержания алюминия с 9 до 10 %.

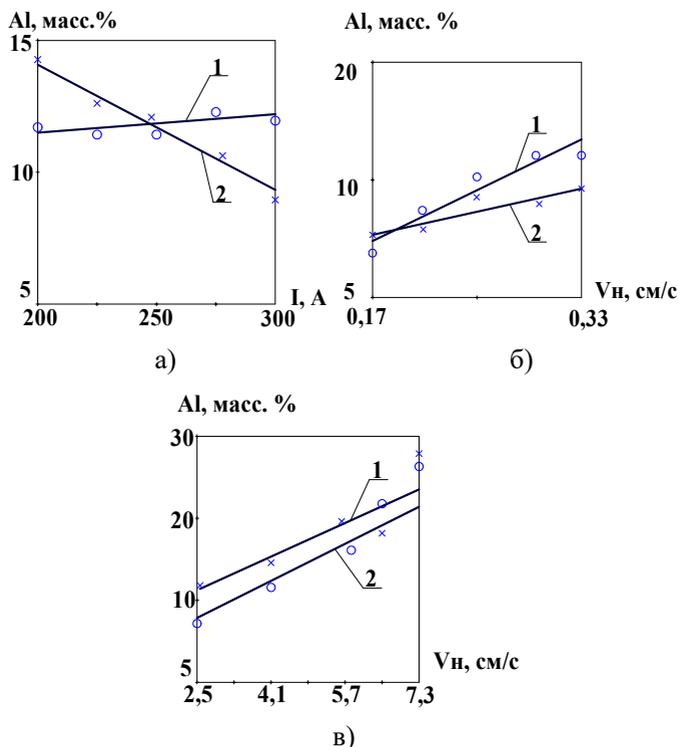


Рис. 2.11. Зависимость содержания алюминия: *a* – от силы тока; *б* – от скорости наплавки; *в* – от скорости подачи присадочной проволоки (1 – расчетная; 2 – по данным химического анализа)

Скорость подачи присадочной проволоки при наплавке позволяла регулировать содержание алюминия в широких пределах – от 9 до 25 % – при изменении скорости подачи от 2,5 м/мин до 7,5 см/с (рис. 2.9). Учитывая, что скорость подачи проволоки позволяет регулировать содержание алюминия в широких пределах, именно этот параметр режима целесообразно взять в качестве управляющего составом, структурой и свойствами наплавленного металла. При дальнейших исследованиях варьировали именно скорость подачи присадочной проволоки для получения наплавленного металла с различным содержанием алюминия или других легирующих элементов в системе железо-алюминий-легирующий компонент.

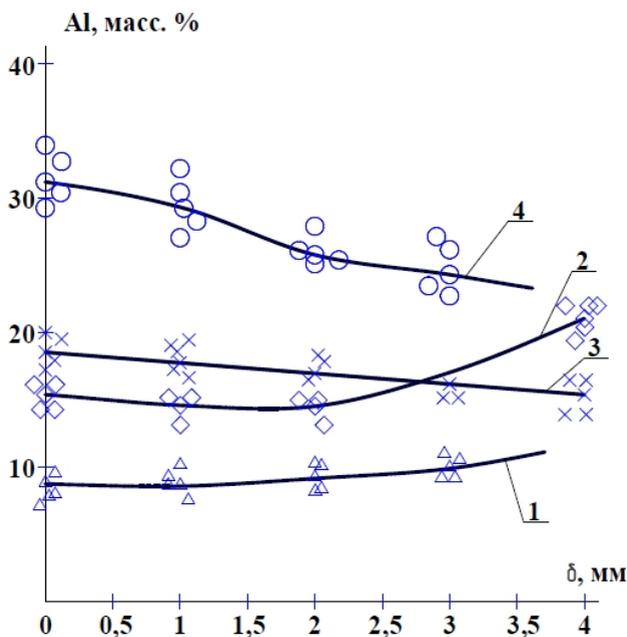


Рис. 2.12. Распределение алюминия по сечению шва при наплавке  $I = 300 \text{ A}$ ;  $V_n = 0,25 \text{ см/с}$ ;  $V_{n/n} = 2,5 \text{ см/с}$ ;  $V_{n/n} = 4,2 \text{ см/с}$ ;  $V_{n/n} = 5,8 \text{ см/с}$ ;  $V_{n/n} = 7,5 \text{ см/с}$

Рентгеноспектральный анализ показал значительную неравномерность распределения содержания алюминия по сечению наплавленного валика (рис. 2.12). При повышении скорости подачи присадочной проволоки градиент концентраций алюминия по сечению шва увеличивается (рис. 2.12). Неравномерность содержания алюминия по сечению обусловлена ограниченностью времени жизни жидкометаллической ванны, что не позволяет гомогенизировать наплавленный металл по химическому составу. Чем больше доля присадочного материала, тем выше скорость охлаждения расплава и меньше время нахождения металла в жидком состоянии, что увеличивает неоднородность химического состава наплавленного валика.

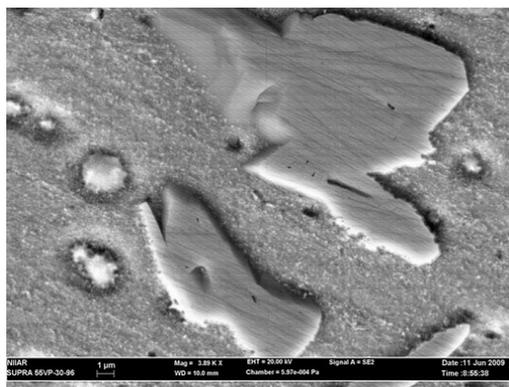
На линии сплавления содержание алюминия резко уменьшается практически до 0.

Структура и фазовый состав наплавленного валика определяются содержанием алюминия и условиями охлаждения сварочной ванны. При наплавке на массивное тело скорость охлаждения расплавленного металла достаточно высока, что приводит к формированию неравновесной структуры наплавленного валика. Увеличение скорости подачи присадочной проволоки приводит к повышению скорости охлаждения сварочной ванны вследствие увеличения доли тепла, расходуемого на нагрев, плавление и перегрев алюминия.

При наплавке сплавов на основе системы железо-алюминий на низкоуглеродистую сталь формируется метастабильная структура на основе пересыщенного раствора алюминия в  $\alpha$ -железе с частичным упорядочением по типу В2 и включений  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$  или  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ , расположенных по границе и в теле зерен (рис. 2.13). Степень пересыщения и упорядочения  $\alpha$ -железа определяется содержанием алюминия и условиями кристаллизации и охлаждения наплавленного металла (рис. 2.14, 2.15).

С увеличением содержания алюминия при неизменной погонной энергии наплавки скорость охлаждения увеличивается, что приводит к увеличению пересыщения  $\alpha$ -железа и снижению степени упорядочения. При содержании алюминия более 20 % фаза  $\text{FeAl}$  начинает образовываться при кристаллизации, что увеличивает степень упорядочения (рис. 2.15).

Характер, количество и размер включений  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$  и  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  определяются также содержанием алюминия и условиями охлаждения наплавленного металла (рис. 2.16, 2.17). При содержании алюминия до 30 % наблюдаются включения  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$ , а от 30 до 40 % –  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ . С увеличением содержания алюминия, а следовательно, и скорости охлаждения размер включений уменьшается (рис. 2.17). Количество включений  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$  с повышением содержания алюминия уменьшается, а количество  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  увеличивается (рис. 2.17). Плотность включений (отношение площади включений к площади наплавленного металла) неравномерна по сечению валика в связи с неравномерным содержанием алюминия.



a)



б)



в)

Рис. 2.13. Форма включений в наплавленном валике:  
*a* – компактные; *б* – пластинчатые; *в* – игольчатые

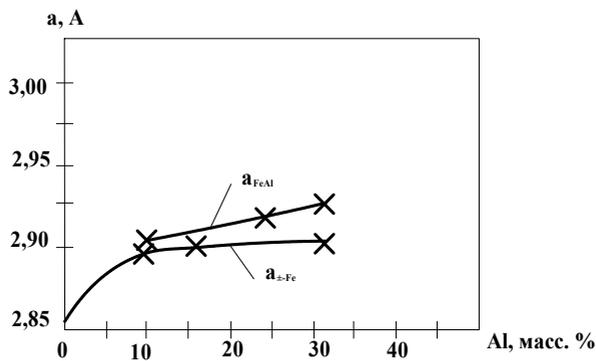


Рис. 2.14. Зависимость периода кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe и FeAl от содержания алюминия в наплавленном металле

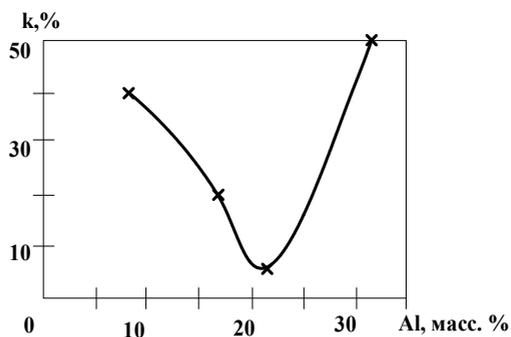


Рис. 2.15. Зависимость степени упорядочения  $\alpha$ -Fe от содержания алюминия в наплавленном металле

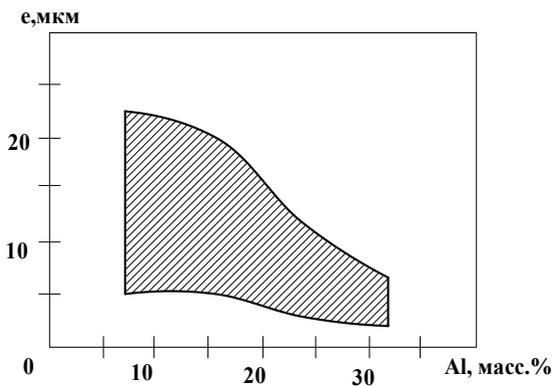


Рис. 2.16. Зависимость длины включений  $e$  от содержания алюминия

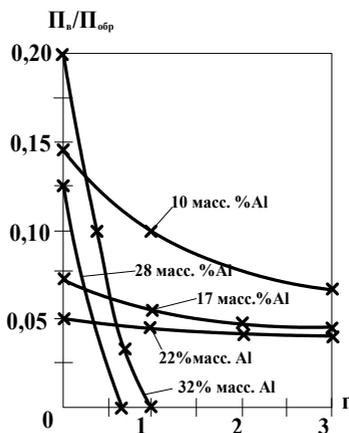


Рис. 2.17. Плотность включений  $\Pi_{в}/\Pi_{обр}$  по сечению наплавленного металла

Механические и эксплуатационные свойства наплавленного металла определяются содержанием алюминия и тепловыми условиями достижения при наплавке заданного состава. Изменение режимов наплавки изменяет скорость охлаждения наплавленного металла, а следовательно, его структурный и фазовый состав.

Твердость во многом характеризует износостойкость наплавленного металла, поэтому по значениям твердости можно оценочно судить о стойкости против абразивного изнашивания материала. Твердость наплавленного металла в зависимости от режимов наплавки изменялась в пределах 25...60 HRC. При варьировании скоростью подачи присадочной проволоки с 2,5 до 7,5 см/с твердость изменяется с 30 до 50 HRC (рис. 2.18). Значения твердости неравномерны по сечению валика. Повышенные значения твердости обусловлены наличием карбидных включений, интерметаллидных упорядоченных фаз и пересыщением  $\alpha$ -Fe алюминием и углеродом. Увеличение содержания алюминия увеличивает степень пересыщения  $\alpha$ -Fe и приводит к образованию интерметаллидных фаз с более высокими показателями твердости.

С повышением содержания алюминия повышается относительная износостойкость (рис. 2.18), что связано с повышением твердости наплавленного металла. Максимальное значение отно-

сительной износостойкости наблюдается при скорости наплавки 5,95 см/с, что соответствует содержанию алюминия порядка 15...21 %. Дальнейшее увеличение скорости подачи присадочной проволоки (и, соответственно, содержания алюминия) снижает относительную износостойкость из-за охрупчивания наплавленного металла и выкрашивания его при испытаниях на износостойкость.

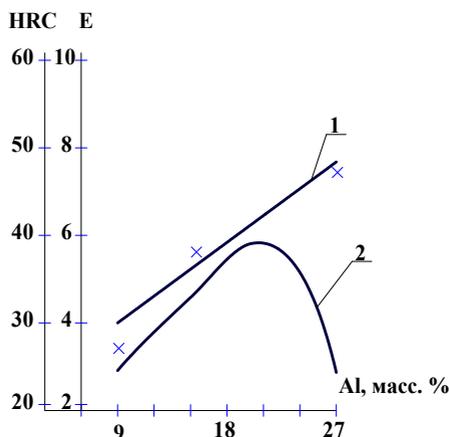


Рис. 2.18. Зависимость твердости (1) и относительной износостойкости (2) от содержания алюминия при  $I_d = 300$  А,  $V_n = 0,25$  см/с

Испытания в течение 3000 часов при 950 °С показали, что наплавленный металл имеет высокую жаростойкость. Увеличение содержания алюминия «облагораживает» поверхность наплавленного валика, наличие оксидной пленки обеспечивает надежную защиту металла от контакта с атмосферой. Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость плавно уменьшается с повышением содержания алюминия с 9 до 20 %. При содержании алюминия 9...10 % потеря массы составляла около 5 %, а при 17...20 % не более 1 % (рис. 2.19). Увеличение содержания алюминия в наплавленном валике более 20 % приводит к появлению значительного количества трещин и микротрещин в наплавленном валике, что резко снижает жаростойкость металла при испытаниях. Потеря массы образцов с содержанием алюминия более 25 % составила при выдержке в течение 3000 часов более 75 %. Та-

ким образом, сплавы, содержащие от 15 до 20 % алюминия, обладают максимальными износо- и жаростойкостью.

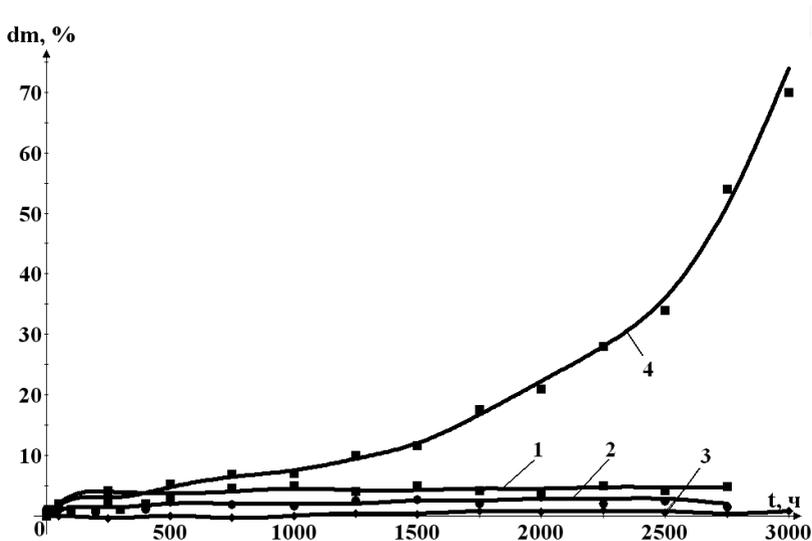


Рис. 2.19. Зависимость изменения массы образцов от времени их выдержки при температуре 950 °С при содержании алюминия:  
1 – 10 %; 2 – 14 %; 3 – 17 %; 4 – 25 %

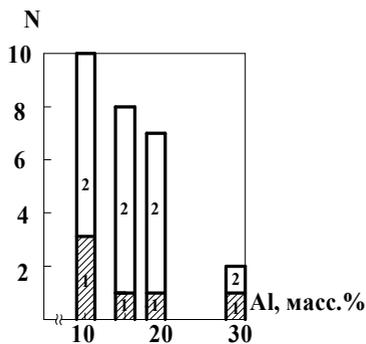


Рис. 2.20. Зависимость количества циклов теплосмен до появления первой трещины от содержания алюминия

Термостойкость характеризует способность наплавленного металла сохранять свою целостность и свойства при резких термических воздействиях. Исследования образцов при нагреве до 950 °С и

охлаждении в воде показали, что после первого цикла в наплавленных валиках появилась трещина при содержании алюминия более 14 %, а в образцах с содержанием алюминия 8...10 % первая трещина появилась после 3 циклов (рис. 2.20). При нагреве до 750 °С и охлаждении в воде при содержании алюминия 8...10 % первая трещина появилась после 10 циклов (рис. 2.20). Невысокая термостойкость наплавленного металла объясняется значительным различием коэффициентов термического расширения стали и сплавов на основе системы железо-алюминий.

### **Контрольные вопросы**

1. Какие интерметаллидные фазы образуются в системе Fe-Al?
2. Как изменяются свойства алюминия при легировании железом?
3. Как изменяются свойства железа при легировании алюминием?
4. Какие интерметаллидные фазы системы железо-алюминий обладают наиболее высокой твердостью?
5. Какие интерметаллидные фазы системы железо-алюминий обладают наиболее высокой прочностью?
6. Чем объясняется хрупкий характер разрушения интерметаллидов железо-алюминий?
7. Как изменяется пластичность интерметаллидов алюминий-железо при нагреве?
8. Какие свойства интерметаллидных сплавов системы железо-алюминий делают их перспективными наплавленными материалами?
9. Какие интерметаллидные фазы системы железо-алюминий применяются в качестве основы промышленных сплавов?
10. Какие способы получения интерметаллидных сплавов системы железо-алюминий применяются в промышленности?
11. Какие способы наплавки сплавов на основе системы железо-алюминий применяются в промышленности?
12. Как изменяется твердость наплавленных сплавов системы железо-алюминий при повышении содержания алюминия?
13. Как изменяется износостойкость наплавленных сплавов системы железо-алюминий при повышении содержания алюминия?
14. Как изменяется жаростойкость наплавленных сплавов системы железо-алюминий при повышении содержания алюминия?

### 3. ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ

#### 3.1. Состав, структура и свойства алюминидов никеля

Согласно диаграмме состояния в сплавах системы Al-Ni образуется пять соединений:  $\text{Al}_3\text{Ni}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ ,  $\text{AlNi}$  ( $\beta'$ ),  $\text{AlNi}_3$  ( $\alpha'$ ),  $\text{Al}_3\text{Ni}_5$ . Соединение  $\text{Al}_3\text{Ni}$  имеет постоянный состав, остальные соединения – существенные области гомогенности. Соединение  $\text{AlNi}$  плавится конгруэнтно,  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ ,  $\text{AlNi}$ ,  $\text{AlNi}_3$  – по перитектическим реакциям. Соединение  $\text{Al}_3\text{Ni}_5$  образуется при температуре 700 °С и имеет область гомогенности 32...36 % (ат.) Al (рис. 3.1) [4].

Со стороны Al в системе имеет место эвтектическое превращение, температура которого, по данным различных авторов, колеблется в пределах 630...640 °С, а концентрация эвтектической точки – в пределах 2,5...3,06 % (ат.) [5,3...6,4 % (по массе)]. Температура перитектического превращения, при котором образуется соединение  $\text{Al}_3\text{Ni}$ , определена равной 854 °С, а концентрация жидкой фазы, участвующей в этом превращении, 15,1 и 15,3 % (ат.) [–28 или 28,4 % (по массе)] Ni. Соединение  $\text{Al}_2\text{Ni}_3$  образуется при температуре 1133 °С. Температура перитектической реакции образования фазы  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  по другим источникам составляет 1132 °С, а фазы  $\text{Al}_3\text{Ni}$  – 842 °С.

В этой системе со стороны никеля наблюдается эвтектическое равновесие. Растворимость алюминия в никеле уменьшается с 11 % при эвтектической температуре (1385 °С) до 6 % Al при температуре 750 °С. В равновесии с  $\gamma$ -твердым раствором на основе никеля находится  $\gamma'$ -фаза, представляющая раствор на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с ГЦК-решеткой.

Со стороны Ni инвариантное превращение при 1385 °С является эвтектическим, а при температуре 1395 °С – перитектическим. При последнем превращении образуется соединение  $\text{AlNi}_3$ .

Из алюминидов никеля наибольший интерес как жаропрочные материалы представляют интерметаллиды  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{NiAl}$  (рис. 3.1), обладающие при сравнительно небольшой плотности достаточно высокими характеристиками жаропрочности и жаростойкости [1].

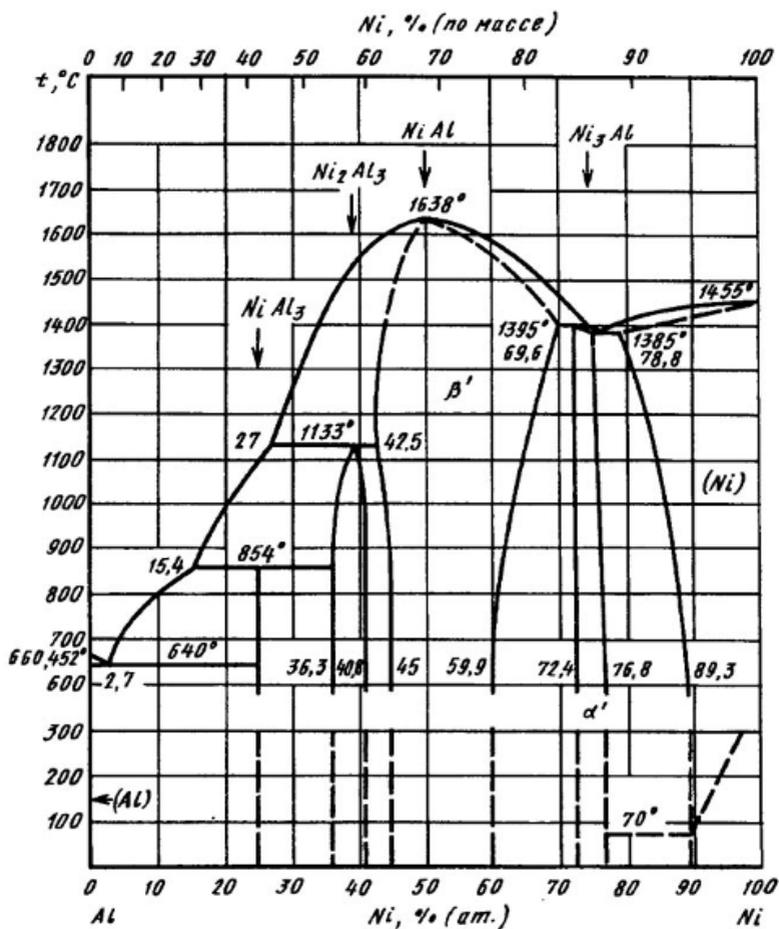


Рис. 3.1. Диаграмма состояния системы Al-Ni

Таблица 1

Кристаллическая структура соединений системы Al-Ni [11; 12]

Соединение	Прототип	Символ Пирсона, пр. гр.	Параметры решетки, нм			Примечание
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	
Al <sub>3</sub> Ni	Al <sub>3</sub> Ni	oP16, Pnma	0,6611	0,7366	0,4812	—
Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>	Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>	hpS, P3ml	0,4036	—	0,4900	При концентрации 40 ат. % Ni

Соединение	Прото-тип	Символ Пирсона, пр. гр.	Параметры решетки, нм			Примечание
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	
AlNi	CsCl	cP2, Pm $\bar{3}$ m	0,2887	—	—	При концентрации 49,8 ат. % Ni
Al <sub>3</sub> Ni <sub>5</sub>	Ga <sub>3</sub> Pt <sub>5</sub>	— Cmmm	—	—	—	При концентрации 32...36 ат. % Ni
AlNi <sub>3</sub>	AuCu <sub>3</sub>	cP4, Pm $\bar{3}$ m	0,3589	—	—	При концентрации 75 ат. % Ni

Соединение NiAl<sub>3</sub> имеет орторомбическую элементарную ячейку, в которой находится четыре атома никеля и двенадцать атомов алюминия, а соединение Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> кристаллизуется в тригональной сингонии. Атомы алюминия образуют псевдокубическую структуру, атомы никеля занимают 2/3 центров псевдокубов, остальные остаются вакантными. Вакантные места лежат в плоскостях, перпендикулярных тригональной оси. Область гомогенности соединения NiAl<sub>3</sub> очень узка, а соединения Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> — находится в пределах 4 ат. % никеля (табл. 1).

Алюминид никеля Ni<sub>3</sub>Al [13,3 % Al (по массе)] составляет основу фазы бертоллидного типа —  $\gamma'$ -фазы. Фаза Ni<sub>3</sub>Al — это сверхструктура с кубической решеткой типа L1<sub>2</sub>. В элементарной ячейке такой решетки атомы алюминия занимают вершины куба, а атомы никеля — центры граней.

При комнатной температуре временное сопротивление разрыву литого алюминида Ni<sub>3</sub>Al стехиометрического состава (13,3 % Al) составляет 190...215 МПа при пределе текучести 85...92 МПа и относительном удлинении около 1 %. Увеличение содержания алюминия до 14 % приводит к некоторому повышению прочностных характеристик ( $\sigma_B = 270...350$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 100...110$  МПа) и относительного удлинения ( $\delta_5 = 1,2...1,7$  %) литого интерметаллида. Предел текучести интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al, полученного методами порошковой металлургии, колеблется в пределах от 100 МПа при величине зерна  $d \sim 1000$  мкм, до 900 МПа при  $d \approx 3$  мкм. Относительное удлинение при этом составляет 1...2,5 %.

В отличие от металлов и сплавов на их основе предел текучести  $\gamma'$ -фазы (Ni<sub>3</sub>Al) с повышением температуры до определенного

ее значения не уменьшается, а растет. Аномальная температурная зависимость прочностных свойств (предела текучести) интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  связана с особым механизмом движения дислокаций.

Пластическая деформация интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  осуществляется скольжением в плоскости октаэдра сверхдислокаций с вектором Бюргера  $a$ , которые состоят из двух дислокаций типа  $a/2$  одного знака с антифазной границей между ними. Скольжение первой дислокации  $a/2\langle 110 \rangle$  приводит к разупорядочению в расположении атомов сверхструктуры вдоль плоскости, а скольжение второй такой же дислокации восстанавливает упорядоченное расположение атомов в плоскости скольжения. В итоге сверхдислокация, состоящая из двух дислокаций, движущаяся в полностью упорядоченном твердом растворе вдоль плоскостей, не должна испытывать никакого сопротивления скольжению (в первом приближении) со стороны твердого раствора. Поэтому копланарное движение сверхдислокаций происходит при небольших напряжениях.

Положение осложняется тем, что при расщеплении сверхдислокации  $a$  на две дислокации  $a/2$  одна из них покидает октаэдрическую плоскость скольжения и переходит в плоскость куба. Дислокация, оставшаяся в плоскости скольжения, для своего скольжения должна вновь образовать антифазную границу, что требует повышения напряжений. Участок сверхдислокации, вышедшей на новую плоскость скольжения, и дислокация, оставшаяся на прежней плоскости скольжения, образуют заторможенный комплекс. С повышением температуры вследствие термических флуктуаций возрастает вероятность перехода участков сверхдислокаций на новую плоскость, в связи с чем возрастает число заторможенных комплексов и, как следствие, сопротивление деформации. При температурах выше  $600^\circ\text{C}$  предел текучести начинает снижаться из-за постепенного перехода от систем скольжения и снятия блокировки дислокаций.

Пластичность и прочность интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  можно повысить измельчением зерна и повышением чистоты исходных материалов. Однако наиболее эффективный способ повышения комплекса его свойств состоит в легировании [1].

Интерметаллид  $\text{NiAl}$  [31,5 % (по массе) Al] относится к дальтонам с упорядоченной кубической объемно-центрированной

кристаллической решеткой типа В2 с периодом  $a = 0,2887$  нм при стехиометрическом составе. Теоретическая плотность –  $6,02$  г/см<sup>3</sup>, температура плавления NiAl составляет  $1638$  °С, что выше температуры плавления никеля, кобальта, интерметаллидов Ni<sub>3</sub>Al, Ti<sub>3</sub>Al. Это делает его весьма перспективным для создания жаропрочных сплавов.

Моноалюминид никеля при комнатной температуре обладает хрупкостью, которая выражена у него сильнее, чем у Ni<sub>3</sub>Al. Хрупкость алюминида NiAl – его природное свойство, самой тщательной очисткой его не удастся перевести в пластичное состояние. Упорядоченная структура соединения NiAl не имеет достаточного количества независимых систем скольжения сверхдислокаций для обеспечения пластической деформации поликристаллического материала.

Из-за высокой хрупкости трудно оценить истинные значения прочностных характеристик интерметаллида NiAl. При испытаниях на растяжение при комнатной температуре временное сопротивление литого алюминида никеля стехиометрического состава (31,5 % Al) колеблется в пределах от 20 до 110 МПа при нулевом относительном удлинении. Интерметаллид нестехиометрического состава (25...28 % Al) обладает более высокими прочностными характеристиками ( $\sigma_B = 140...220$  МПа), но тоже при нулевом относительном удлинении. Предел прочности на изгиб при комнатной температуре составляет около 980 МПа.

Тем не менее при точном соблюдении химического состава, высокой чистоте исходных материалов и оптимальных условиях получения интерметаллида можно достигнуть относительного удлинения 2 % при комнатной температуре. Пластичность можно также повысить методом быстрого затвердевания, обеспечивающего формирование нанометрической структуры.

### **3.2. Влияние легирующих элементов на свойства алюминидов никеля**

Одна из задач легирования алюминида Ni<sub>3</sub>Al заключается в повышении его низкотемпературной пластичности и уменьшении склонности к межзеренному разрушению. Эта цель достигается легированием Ni<sub>3</sub>Al такими элементами, как В, Zr, Hf, Cr, Mn, Fe, Co,

Si. Пластичность алюминид никеля возрастает в результате уменьшения при легировании энергии активации термически активируемых дислокационных процессов и увеличения числа действующих систем скольжения.

Низкотемпературную пластичность  $Ni_3Al$  наиболее эффективно повышают небольшие добавки бора [0,05...0,1 % (ат.)], который, сегрегируя на границах зерен, устраняет межзеренное разрушение. Интерметаллид  $Ni_3Al$  без добавки бора имеет относительное удлинение около 1 %, а относительное удлинение сплавов никеля с 23 и 24 % (ат.) алюминия и 0,1 % бора при комнатной температуре достигает 35...50 %. Сплав с 0,1 % В можно прокатать в холодную со степенью деформации 90 % без промежуточных отжигов. Эффективность влияния бора на пластичность зависит от соотношения Ni/Al в сплаве: при введении 0,1 % (ат.) В в сплав с 24 % Al относительное удлинение повышается до ~ 35 %, а та же добавка бора в сплав с 26 % Al не изменяет пластичность сплава.

Бор оказывает благоприятное влияние и на пластичность сложнелегированных сплавов. Вместе с тем для сплавов на основе  $Ni_3Al$  характерен провал пластичности при температурах 600...850 °С, что связано с проникновением кислорода по границам зерен, способствующего межзеренному разрушению. Этот нежелательный эффект можно уменьшить созданием мелкозернистой структуры и легированием некоторыми элементами, очищающими границы зерен от кислорода.

По возрастанию интенсивности упрочнения легирующие элементы можно расположить в следующей последовательности: Ст, V, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Zr, Hf. Следовательно, элементы тем сильнее упрочняют  $Ni_3Al$ , чем дальше от никеля (левее и ниже) они располагаются в периодической системе Д.И. Менделеева. Повышение прочностных характеристик сплавов при легировании указанными элементами обусловлено растворным упрочнением. Это упрочнение сохраняется до температур примерно 800 °С. При температуре 780 °С временное сопротивление разрыву лучших сплавов на основе  $Ni_3Al$  в 2,5 раза выше, чем у сплава хастелой-Х. Вместе с тем при температурах 850...1000 °С все исследованные легирующие элементы понижают прочностные характеристики интерметаллида  $Ni_3Al$ .

Представляют интерес сплавы на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , легированные железом, в которых железо частично замещает никель, а частично алюминий [1]. При содержании железа до 10 % (ат.) сплавы сохраняют однофазную  $\text{L12}$ -структуру, а при больших концентрациях железа становятся двухфазными ( $\gamma + \gamma'$ ). Сплавы, содержащие 6...15 % (ат.) Fe, хорошо обрабатываются давлением, и из них легко получить листы толщиной 0,8 мм холодной прокаткой. Сплавы отличаются повышенным пределом текучести по сравнению с  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , легированным бором, отличной коррозионной стойкостью, удовлетворительной свариваемостью. Дополнительное легирование сплавов Ni-Al-Fe-B марганцем и титаном повышает предел текучести при сохранении достаточно высокой пластичности. Небольшие добавки титана и марганца действуют как геттер, связывая фосфор в не растворимые в матрице фосфиды, что приводит к повышению пластичности. Введение углерода вызывает дополнительное упрочнение из-за образования дисперсных карбидов.

Одним из эффективных легирующих элементов в интерметаллиде  $\text{Ni}_3\text{Al}$  является хром при одновременном легировании бором. Он обеспечивает сильное растворное упрочнение при температурах до  $-800\text{ }^\circ\text{C}$  и уменьшает потерю пластичности в интервале температур 600...800  $^\circ\text{C}$ . Легирование  $\text{Ni}_3\text{Al}$  хромом приводит к высокой плотности антифазных границ между доменами, что повышает пластичность при горячей деформации.

По уровню удельной прочности и жаропрочности сплавы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  превосходят жаропрочные никелевые сплавы при температурах 1000...1200  $^\circ\text{C}$  [1]. Стойкость против окисления у  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и сплавов на его основе выше, чем у жаропрочных сплавов на никелевой основе, и может сохраняться достаточно высокой при температурах до 1200  $^\circ\text{C}$ . Высокая жаростойкость сплавов на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  обусловлена образованием на их поверхности тонкой защитной пленки на основе  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , которая прочно связана с основным материалом.

Отечественные сплавы на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  – ВКНА-1В и ВКНА-4У – относятся к комплекснолегированным. В литом состоянии их структура представлена первичными кристаллами  $\gamma'$ -твердого раствора на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , тугоплавкой эвтектикой ( $\gamma + \gamma'$ ) и пограничными выделениями карбидов типа MeC. В сплаве ВКНА-1В со-

держится более 90 % фазы на основе интерметаллида  $Ni_3Al$ , около 8,5 %  $\gamma$ -фазы (на основе никеля) и 1,2...1,5 % (по массе) карбидов. Как и для других сплавов на основе  $Ni_3Al$ , предел текучести ответственных сплавов повышается до 700 °С, а затем падает, относительное удлинение имеет минимум при 700 °С. Длительная прочность сплава ВКНА-1В при температурах 1100...1300 °С при испытаниях на воздухе без защитных покрытий выше, чем у лучших жаропрочных никелевых сплавов.

Более высокие прочностные и жаропрочные свойства обеспечивает формирование при литье монокристаллической структуры. Горячее прессование, а также прессование с последующим отжигом приводят к более высоким механическим свойствам при комнатной температуре, но при этом теряется жаропрочность. При испытаниях на длительную прочность при 1100 °С образцы из литого металла разрушаются при  $\sigma = 50$  МПа через 19 ч, монокристаллические образцы при  $\sigma = 100$  МПа через 140 ч, а из деформированного металла при  $\sigma = 40$  МПа через 0,18 ч. Это связано с тем, что пластическая деформация разрушает тугоплавкую эвтектическую сетку на границах первичных зерен  $\gamma'$ -твердого раствора.

Описанные выше результаты послужили основанием для заключения о том, что интерметаллическое соединение  $Ni_3Al$  может быть основой создания литейных жаропрочных сплавов с рабочими температурами до 1250 °С, отличающихся пониженной плотностью и высокой термической стабильностью.

В работе [26] при исследовании физико-механических свойств сплавов на основе алюминиды никеля ( $Ni_3Al$ ) установлены некоторые закономерности между составом, структурой и свойствами:

– наиболее высоким сопротивлением окислению при температурах 1200...1250 °С обладает интерметаллическое соединение  $Ni_3Al$ , в котором часть атомов никеля и алюминия замещены хромом, титаном, молибденом и вольфрамом. В системе сплавов Ni-Al-Cr-Ti-Mo-W разработана композиция, которая в литом состоянии отличается высокой жаростойкостью (привес при окислении на воздухе за 100 ч при температуре 1250 °С не превышает 24...25 г/м<sup>2</sup>);

– оптимальной жаропрочностью в интервале температур 900...1200 °С отличаются сплавы на основе алюминиды никеля вы-

шеуказанной системы, фазовый состав которых расположен на границе раздела  $\gamma'$  и  $\gamma$ -фаз;

– небольшие добавки кобальта (4...5 %) к оптимальной композиции значительно повышают жидкотекучесть при литье в вакууме и снижают склонность сплава к образованию горячих трещин.

В исследованиях Колачева отмечается, что  $\gamma'$ -фаза достаточно пластична, поэтому при увеличении ее количества в сплавах не происходит катастрофического охрупчивания, хотя пластичность никеля при том снижается. Тантал, ниобий и титан эффективно упрочняют  $\gamma'$ -фазу при комнатной температуре, а вольфрам и молибден не только при комнатной, но и при повышенных температурах. Растворение кобальта в  $\gamma'$ -фазе не вызывает ее упрочнения.

В связи с большой растворимостью легирующих элементов в NiAl растворное упрочнение – один из перспективных способов улучшения его механических свойств [1]. Растворное упрочнение алюминида NiAl определяется химическим взаимодействием между элементами твердого раствора. Упрочнение вызывает его легирование электрически активными элементами, увеличивающими ионную составляющую связи. Введение нейтральных атомов не оказывает существенного влияния на свойства соединения NiAl. Отмеченная закономерность, по-видимому, обусловлена тем, что межатомная связь в NiAl носит смешанный характер с участием ионной, ковалентной и металлической составляющих, причем доля ионной связи весьма значительна.

Положительное влияние на пластичность оказывают микролегирование NiAl добавками Y, Ga, Cr, Mo, Cu, легирование большими количествами Fe или Co, приготовление сплавов из исходных материалов высокой чистоты. Прочностные характеристики NiAl повышают Ti, Nb, Ta, Cu.

Составы тройных твердых растворов на основе моноалюминида никеля выбираются исходя из областей гомогенности  $\gamma'$ -фазы в системах Ni-Al-Me. Основным критерием при этом было наличие высокой растворимости 5 ат. % легирующего элемента в интерметаллиде. Исследования проводились на сплавах, описываемых структурной формулой  $Ni_{50}Al_{50-x}Me$ . Как показали исследования, период кристаллической решетки возрастает по сравнению со зна-

чением для NiAl стехиометрического состава при введении в сплав марганца, титана и тантала. Замещение в сплаве алюминия железом, медью и кобальтом приводит к уменьшению периода кристаллической решетки. Максимальная скорость уменьшения периода кристаллической решетки для сплавов исследованного состава наблюдается при легировании кобальтом, минимальная – при легировании железом.

Также отмечается, что зависимость микротвердости от содержания легирующего элемента близка к линейной для исследуемых сплавов. Максимальная скорость упрочнения наблюдалась при легировании танталом. Также близок к нему по упрочняющему воздействию титан. При замещении в сплаве алюминия кобальтом микротвердость возрастает достаточно быстро, но медленнее, чем при легировании танталом и титаном. При введении в сплав железа наблюдалось незначительное увеличение значений микротвердости. Легирование марганцем при содержании в твердом растворе до 15 ат. % не оказывает влияние на микротвердость сплава. Замещение алюминия медью вызывает уменьшение микротвердости сплавов по сравнению со сплавом стехиометрического состава.

Исследования легирования в пределах твердого раствора позволяют предполагать, что наиболее перспективными легирующими элементами для повышения прочностных характеристик являются тантал и титан. Введение марганца, железа и меди может повысить пластичность при низких температурах и повлиять на температуру хрупко-вязкого перехода вследствие изменения ионной составляющей химической связи.

### **3.3. Свойства наплавленных сплавов на основе алюминидов никеля**

Одним из способов формирования интерметаллидных покрытий системы никель-алюминий является наплавка.

Интерметаллидные сплавы системы никель-алюминий на основе фаз Ni<sub>3</sub>Al и NiAl отличаются высокой жаростойкостью и могут успешно применяться для формирования постоянных кокильных покрытий для литья алюминиевых сплавов.

Авторами [25] было предложено получать интерметаллидные покрытия на стальных кокилях при помощи двухдуговой наплавки с применением никелевой и алюминиевой электродных проволок.

Наплавку проводили с использованием алюминиевой проволоки СвА7 диаметром 1,2 мм и никелевой проволоки НП2 диаметром 1 мм (рис. 3.2).

Проведенные исследования показали, что стабильное формирование наплавленного валика с удовлетворительным качеством поверхности достигается при скорости наплавки 0,09...0,14 м/мин, скоростях подачи проволок 2...5 м/мин с напряжением на дуге для алюминиевой проволоки в пределах в 6...12 В, а для никелевой – 17...23 В (рис. 3.2).



Рис. 3.2. Внешний вид наплавленных валиков

В зависимости от режимов наплавки ширина валика составляла 13...17,4 мм, а толщина наплавленного слоя 3...4,5 мм. Химический состав наплавленного валика определяется режимами наплавки (рис. 3.3). Содержание никеля, как показал химический анализ, находится в пределах 70...83 %, алюминия – 8...25 % и железа в пределах 5...18 %. По сечению валика наблюдается незначительное изменение химического состава (рис. 3.3). В областях, прилегающих к основному металлу, более высокое содержание железа и более низкое – никеля и алюминия. В зависимости от химического состава структура наплавленного металла представлена фазами: NiAl,  $\gamma$ ,  $\gamma'$ , высоколегированным железом (рис. 3.4). Легирование железом интерметаллидных сплавов системы никель-алюминий вследствие растворения основного металла в сварочной ванне положительно сказывается на пластических свойствах наплавленного металла [1].

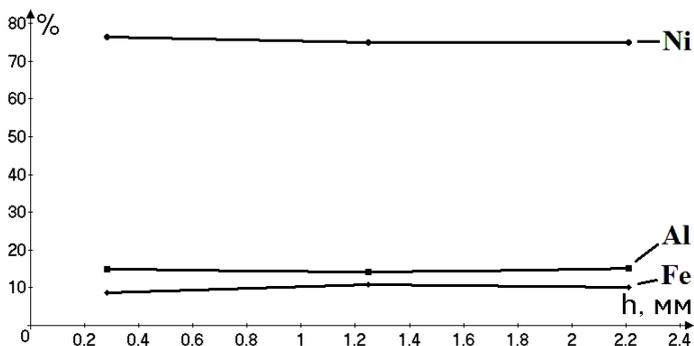


Рис. 3.3. Изменение химического состава металла по сечению наплавленного валика

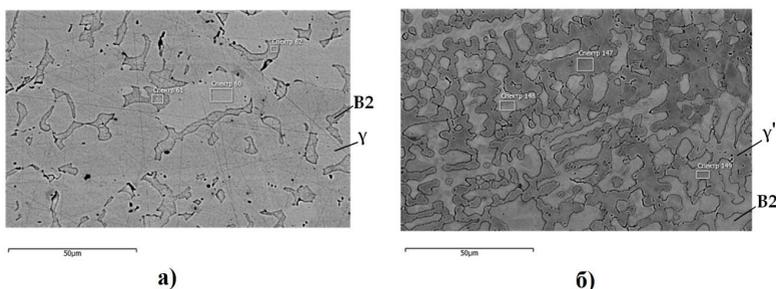


Рис. 3.4. Микроструктура наплавленного металла:  
*a* – Ni – 73,0...76,3 %; Al – 8,9...9,7 %; Fe – 13,3...17,48 %; *б* – Ni – 77,5...80,9 %; Al – 13,0...15,9 %; Fe – 5,3...7,2 %

Механические и эксплуатационные свойства покрытия определяются прежде всего химическим и фазовым составом наплавленного металла. Твердость покрытий изменяется в пределах 10...42 HRC (рис. 3.5). С повышением содержания алюминия твердость наплавленного металла увеличивается, что связано с увеличением доли твердых интерметаллидных фаз (NiAl и  $\gamma'$ ) в структуре покрытия.

Изменение массы образцов наплавленного металла при испытаниях на жаростойкость в течение 1250 ч при температуре 950 °C составляет от +1 до -1,2 % (рис. 3.6). Наиболее высокой жаростойкостью обладают образцы с максимальным содержанием алюминия и минимальным содержанием железа. Потеря массы образцов с содержанием алюминия не более 8 % составляла более 1 %. Образцы с содержанием алюминия более 10 % потеряли не более 0,3 %.

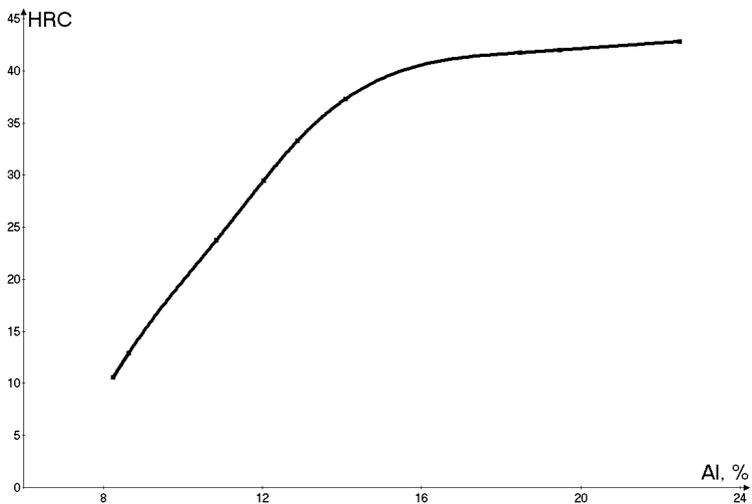


Рис. 3.5. Зависимость твердости наплавленного металла от содержания алюминия

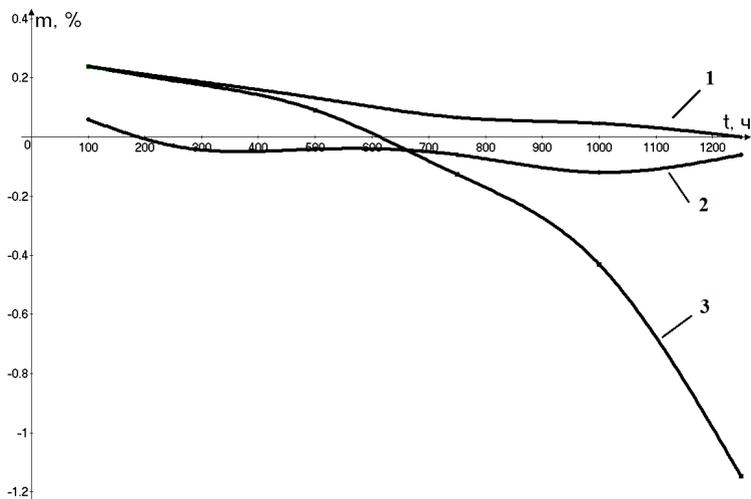


Рис. 3.6. Изменение массы образцов в процессе испытания на жаростойкость при температуре 950 °С: 1 – Ni – 73,0...73,6 %; Al – 18,8...20,1 %; Fe – 7,6...8,15 %; 2 – Ni – 81,45...82,95 %; Al – 10,7...10,9 %; Fe – 6,3...7,6 %; 3 – Ni – 77,1...77,5 %; Al – 8,35...8,9 %; Fe – 14,0...14,15 %

Испытания на термостойкость показали, что наплавленный металл успешно выдержал более 100 циклов воздушных теплосмен. Однако термостойкость в водяных теплосменах была невысокой (рис. 3.7). В образцах с низким содержанием алюминия и мелкой чешуйчатостью валика до образования первой трещины образцы выдерживали до 50 теплосмен, а при высоком содержании алюминия и крупной чешуйчатости наплавленного валика – до 5 теплосмен. Разрушение образцов происходило вследствие образования поперечных трещин в наплавленном металле или в результате отслоения наплавленного металла от основного.



Рис. 3.7. Внешний вид образцов наплавленного металла после испытаний на термостойкость в водяных теплосменах

Смачивание и растекание алюминиевого расплава АК12 по наплавленной интерметаллидной поверхности при использовании флюса Nocoloc, как показали проведенные исследования, наблюдаются только при температурах не ниже 950 °С, что значительно выше температур заливки алюминиевых сплавов при кокильном литье (рис. 3.8). При активации поверхности флюсом системы  $\text{NaCl-NaF-Na}_3\text{AlF}_6$  растекание алюминия по поверхности наплавленного слоя не происходит (рис. 3.9).

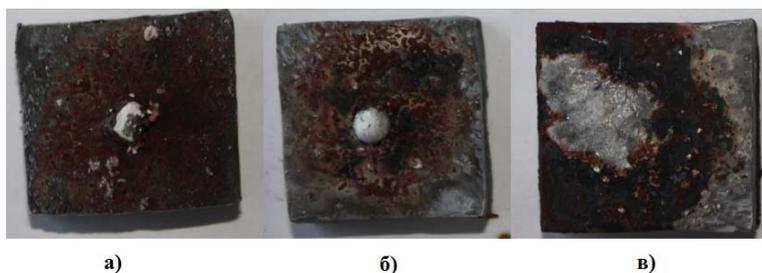


Рис. 3.8. Растекание алюминия АК12 по наплавленному интерметаллидному сплаву с активацией поверхности флюсом Nocoloc при температурах: *a* – 750 °С; *б* – 850 °С; *в* – 950 °С



Рис. 3.9. Растекание алюминия АК12 по наплавленному интерметаллидному сплаву с активацией поверхности флюсом системы  $\text{NaCl-NaF-Na}_3\text{AlF}_6$  при температурах: 700 °С, 750 °С, 800 °С, 950 °С

Металлические формы для литья алюминиевых сплавов (изложницы, кокиля), несмотря на высокую стоимость, имеют ограниченную стойкость, что зачастую связано с эрозией рабочих поверхностей форм. Для повышения стойкости рабочих поверхностей металлических форм применяются защитные покрытия, в том числе постоянные металлические покрытия, полученные наплавкой или напылением. Для оценки эрозионной стойкости наплавленных покрытий было предложено смоделировать физико-химические и технологические условия работы формы с покрытием, применяя автоматическую установку с периодическим погружением опытных образцов в расплав алюминия с выдержкой времени и извлечением образца на воздух с выдержкой времени.

Для проведения указанных испытаний была разработана специализированная автоматическая установка (рис. 3.10, 3.11), состоящая из штока с закрепленным образцом и электромеханического привода, обеспечивающего перемещение штока с образцом.

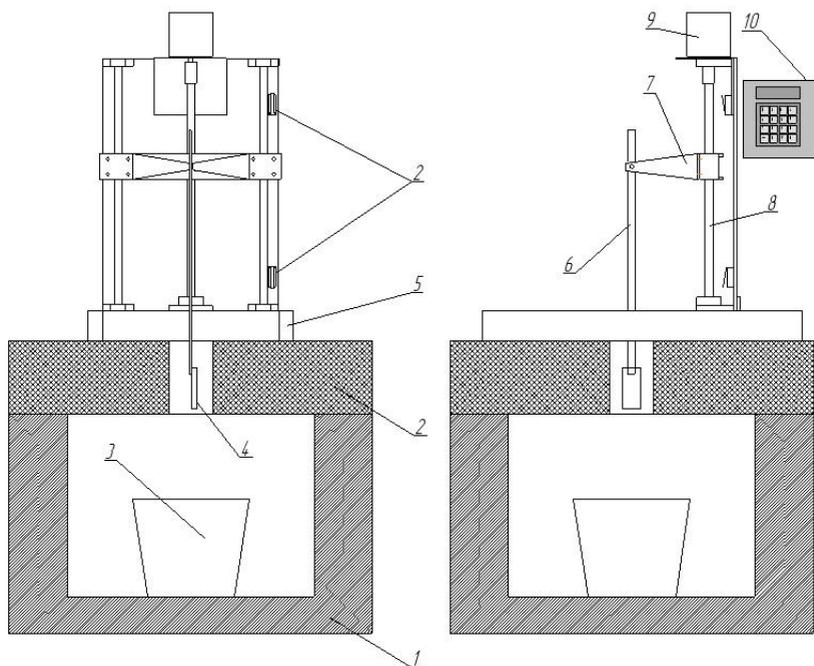


Рис. 3.10. Установка для определения эрозионной стойкости наплавленных покрытий: 1 – муфельная печь; 2 – плита из огнестойкого материала; 3 – тигель с расплавленным металлом; 4 – исследуемый образец; 5 – основание установки; 6 – шток; 7 – каретка; 8 – винтовая пара; 9 – двигатель; 10 – блок управления

Для проведения испытаний в муфельной печи (1) устанавливается тигель (3) с расплавленным алюминиевым сплавом. Верх печи накрыт плитой из огнеупорного материала (2), в центре которой проделано отверстие для прохождения вертикального штока (6) с закрепленным на нем образцом (4).

Блок управления, управляя двигателем (9), через трапецидальную винтовую пару (8) приводит в движение каретку (7) со штоком и образцом. Концевые выключатели (2) контролируют глубину погружения образца в тигель и высоту его подъема. Скорость возвратно-поступательных движений в каждом цикле работы установки стабильна и одинакова.



Рис. 3.11. Фото установки для определения эрозионной стойкости наплавленных покрытий

Панель блока управления представлена на рис. 3.12, состоит из LCD-дисплея и цифровой клавиатуры с 4 буквенными функциональными клавишами. С их помощью выполняется задание временных интервалов выдержки в расплавленном металле  $T_{dn}$  и на открытом воздухе  $T_{up}$  (рис. 3.12). Диапазон временных задержек верхнего и нижнего положения устанавливается в диапазоне от 1 до 999 с. Количество проделанных циклов работы подсчитывается блоком управления и выводится на экран.

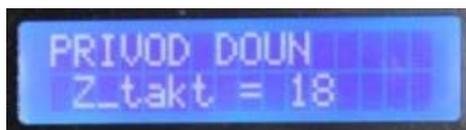
Информация о направлении перемещения привода вверх и вниз выводится на дисплей (рис. 3.13).



Рис. 3.12. Панель блока управления



*a*



*б*

Рис. 3.13. Информация о направлении перемещения образца на LCD-дисплее: *a* – информация на дисплее при движении образца вверх; *б* – информация на дисплее при движении образца вниз

При нахождении в крайних верхнем и нижнем положениях выполняется обратный отсчет времени выдержки и отображается количество выполненных циклов (рис. 3.14).

Установка позволяет проводить исследования с обратным отсчетом требуемого количества циклов, по окончании которых образец остается на открытом воздухе.

Созданная установка позволила провести испытания стойкости интерметаллидных покрытий системы никель-алюминий на образ-

цах из Ст3 в течение 1000 циклов в алюминиевом расплаве. Заметных разрушений покрытия при этом не наблюдалось.

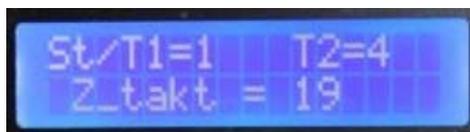


Рис. 3.14. Информация об оставшемся времени нахождения образца в крайних положениях



Рис. 3.15. Образец с интерметаллидным покрытием системы железо-алюминий после проведения эрозионных испытаний

В результате проведенных исследований было установлено, что в качестве защитных постоянных покрытий металлических форм, используемых при литье алюминиевых сплавов, можно применять интерметаллидные сплавы системы никель-алюминий, наплавленные двухдуговым способом с использованием никелевой и алюминиевой электродной проволоки.

Наплавленные сплавы обладают высокой твердостью (10...42 HRC), высокой жаростойкостью и высокой термостойкостью в воздушных средах. Наплавленные сплавы не смачиваются алюминиевым расплавом даже при активации поверхности хлористо-фтористыми и фтористыми флюсами, широко применяемыми при пайке и литье.

### Контрольные вопросы

1. Какие интерметаллидные фазы образуются в системе Ni-Al?
2. Какие интерметаллидные фазы системы никель-алюминий применяются в качестве основы жаропрочных и жаростойких сплавов?
3. Как изменяется предел текучести сплавов на основе интерметаллидной фазы  $Ni_3Al$  при нагреве?

4. Какой тип кристаллической решетки имеют фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{NiAl}$ ?
5. Какими способами можно повысить пластичность и прочность интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ?
6. Какие легирующие элементы применяются для повышения низкотемпературной пластичности и уменьшения склонности к межзеренному разрушению сплавов на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ?
7. Какие сплавы на основе интерметаллидной фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  разработаны в России?
8. Какие легирующие элементы применяются для повышения пластичности и прочности сплавов на основе интерметаллида  $\text{NiAl}$ ?
9. Какие основные причины и перспективы применения интерметаллидных сплавов на основе фаз  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{NiAl}$  в качестве постоянных покрытий на литейных металлических формах?
10. Как изменяется твердость наплавленного металла при повышении содержания алюминия?
11. Как изменяется жаростойкость наплавленного металла при повышении содержания алюминия?

## 4. ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА

### 4.1. Состав, структура и свойства алюминидов титана

Диаграмма состояния Ti-Al характеризуется наличием широких областей твердых растворов на основе  $\alpha$  и  $\beta$ -Ti и соединения TiAl( $\gamma$ ). Соединение TiAl<sub>3</sub> практически не имеет область гомогенности [4]. Дальнейшие исследования показали, что в твердом состоянии протекают процессы упорядочения, связанные с образованием новых промежуточных фаз. Считается вероятным существование соединений Ti<sub>3</sub>Al, Ti<sub>2</sub>Al, TiAl<sub>6</sub> и TiAl<sub>2</sub>. Однако более поздние исследования подтвердили существование только двух соединений Ti<sub>3</sub>Al, TiAl<sub>2</sub> кроме уже известных TiAl, TiAl<sub>3</sub>.

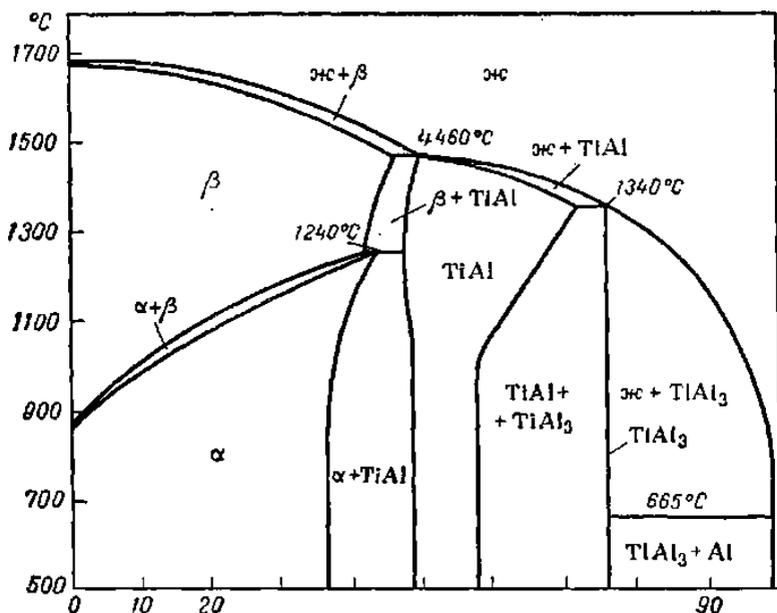


Рис. 4.1. Диаграмма состояния Ti-Al

Из промежуточных фаз, образующихся в системе Ti-Al, наибольший практический интерес представляют алюминиды Ti<sub>3</sub>Al и TiAl

(рис. 4.1). Как уже отмечалось выше, интерметаллид  $Ti_3Al$  ( $a_2$ -фаза) представляет собой сверхструктуру на основе  $\alpha$ -фазы, в которой атомы титана и алюминия расположены упорядоченно. Интерметаллид  $Ti_3Al$  имеет ГПУ-структуру с элементарной ячейкой, период которой  $a_{a_2}$  вдвое превышает период  $a_\alpha$   $\alpha$ -фазы, а период  $c$  такой же, как у  $\alpha$ -фазы ( $a_{a_2} = 0,577$  нм;  $c_{a_2} = 0,462$  нм).

Пластичность интерметаллида  $Ti_3Al$  ничтожно мала, что обусловлено особенностями его дислокационного строения и свойствами дислокаций. При комнатной температуре пластическая деформация интерметаллида  $Ti_3Al$  осуществляется в основном скольжением спаренных сверхдислокаций с вектором Бюргерса  $b = a = 1/3\langle 1120 \rangle$ . Пластическая деформация  $Ti_3Al$  при комнатной температуре ограничена, так как дислокации  $a = 1/3\langle 1120 \rangle$  способны скользить только по плоскостям  $\{1010\}$ , а остальные дислокации мало подвижны из-за блокировки. В итоге число независимых плоскостей скольжения оказывается меньше пяти, что не обеспечивает сплошности металла при деформации по критерию Мизеса. В процессе деформации в локальных объемах происходит нестабильный сдвиг, что приводит к скоплению дислокаций и зарождению микротрещины [1].

Механические свойства интерметаллида  $Ti_3Al$  при комнатной температуре сильно зависят от чистоты по примесям, типа и параметров микроструктуры, величины и формы микрозерна. Поэтому механические свойства интерметаллида  $Ti_3Al$  меняются в широких пределах:  $\sigma_b = 220...600$  МПа,  $\delta = 0...0,5$  %. Модули упругости в меньшей степени зависят от указанных выше факторов и составляют:  $E = 140$  ГПа;  $G = 52,5$  ГПа. Плотность алюминида  $Ti_3Al$  равна  $4,20$  г/см<sup>3</sup>.

При повышении температуры временное сопротивление разрыву хрупкого малопрочного интерметаллида повышается примерно до  $700$  °С, а затем снижается. Временное сопротивление разрыву более качественного интерметаллида не испытывает аномальной температурной зависимости. До  $600$  °С разрушение носит хрупкий характер, так что разрушение происходит до достижения предела текучести. При температурах выше  $650$  °С повышается подвижность дислокаций с векторами Бюргерса  $1/3\langle 1120 \rangle$   $1/6\langle 1126 \rangle$ , начинает

развиваться поперечное скольжение и переползание дислокаций, что и обуславливает повышение пластичности интерметаллида.

Создание мелкозернистой структуры термомеханической обработкой или методами порошковой металлургии приводит к существенному повышению пластичности. В области хрупкого разрушения (при 400 °С) относительное удлинение интерметаллида  $Ti_3Al$  с мелким зерном достигает 3,2 %, а при переходе к вязкому разрушению (600...650 °С) относительное удлинение возрастает с 15 до 45 %. Интерметаллид  $Ti_3Al$  с такой структурой при малой скорости деформации обнаруживает при 1000 °С признаки сверхпластичности ( $\dot{\epsilon} = 120$  %;  $\dot{\tau} = 0,46$ ). Трудности повышения пластичности интерметаллида  $Ti_3Al$  вполне преодолимы, что связано со сравнительно небольшой ковалентной составляющей связи. К настоящему времени разработана технология получения из алюминида  $Ti_3Al$  фольги толщиной 0,01 мм холодной прокаткой.

Механические свойства алюминида  $Ti_3Al$  могут быть улучшены легированием Hf, Mo, Nb, Ta, V, W, Zr и некоторыми другими элементами [33]. Наилучшие результаты дает легирование алюминида  $Ti_3Al$  ниобием, так что система  $Ti_3Al-Nb$  является основополагающей при разработке сплавов на его основе. Ниобий понижает температуру перехода сплавов в  $\beta$ -область, причем при легировании  $\beta$ -фазы ниобием неупорядоченный твердый раствор переходит в упорядоченное состояние с кубической решеткой. Упорядочение  $\beta$ -фазы было обнаружено также в богатых алюминием сплавах систем Ti-Al-Mo, Ti-Al-Ta, Ti-Al-V. Полностью упорядоченная структура образуется вблизи состава  $Ti_2AlX$ . Растворимость ниобия в  $\alpha_2$ -фазе при 900...1000 °С составляет примерно 12,5 % (ат.) или 24 % (по массе). Фаза O представляет собой твердый раствор на основе интерметаллида  $Ti_2AlNb$  с ромбической структурой. Ниобий существенно повышает пластичность интерметаллида  $Ti_3Al$ , несколько снижая жаропрочность. Повышение пластичности  $Ti_3Al$  при легировании ниобием объясняют некоторым уменьшением степени порядка. В сплавах  $Ti_3Al$  с Nb как при комнатной, так и при повышенных температурах действуют дополнительные системы скольжения  $\langle 1120 \rangle \{1010\}$ ;  $\langle 1120 \rangle \{0001\}$  и  $\langle 1126 \rangle \{1121\}$ , что и вызывает повышение пластичности. К системе  $Ti_3Al-Nb$  относятся

зарубежные сплавы: промышленный сплав альфа-2 [Ti-24Al-11Nb, % (ат.)] или [Ti-14Al-21Nb, % (по массе)] и опытный сплав Ti-24Al-15Nb [Ti-14Al-29Nb, % (по массе)]. Комплекс механических свойств сплавов системы  $Ti_3Al-Nb$  можно повысить дополнительным легированием Hf, Mo, Si, Ta, V, W, Zr. Лучшим промышленным сплавом этого типа считают суперальфа-2, содержащий, % (по массе): 15Al, 20Nb, 3V, 2Mo [24Al-10Nb-3V-1Mo, % (ат.)]. Этот сплав обладает более высоким комплексом свойств по сравнению с альфа-2. Сплав можно подвергать закалке и старению. Повышение температуры старения от 650 до 850 °C после закалки сплава с  $(\alpha_2 + \beta)$ -области ( $c \sim 1060$  °C) приводит к снижению прочности с одновременным повышением характеристик пластичности, что объясняют увеличением количества  $\beta$ -фазы. Сплав суперальфа-2 обладает наилучшими механическими свойствами при бимодальной структуре, представленной равноосными зёрнами первичной  $\alpha_2$ -фазы, пластинами  $\alpha_2$ -фазы и зёрнами O-фазы. Такую структуру получают закалкой и старением, в  $\beta$ -, а затем в  $(\alpha_2 + \beta)$ -областях. Выделения O-фазы оказывают благоприятное влияние на прочность и пластичность сплава.

К этому же типу сплавов на основе интерметаллида  $Ti_3Al$  принадлежит отечественный сплав ВТИ-1: Ti-14,5Al-22Nb-1,5Zr-0,25Si, % (по массе). В литом состоянии сплав имеет трехфазную структуру, представленную крупными пластинами  $\alpha_2$ -фазы с прослойками из упорядоченной  $\beta$ -фазы, внутри которой расположены мелкодисперсные частицы орторомбической фазы, выделившиеся при охлаждении. После деформации в  $\beta$ -области структура сплава пластинчатая, а деформация в трехфазной  $(\alpha_2 + \beta + O)$ -области приводит к формированию равноосной мелкозернистой структуры. Сплав ВТИ-1 с мелкозернистой структурой склонен к сверхпластичности при температурах, близких к 1000 °C.

Интерес к сплавам на основе  $Ti_3Al$  в последнее время заметно снизился в связи с разработкой высокожаропрочных деформируемых псевдо- $\alpha$ -сплавов типа ВТ18У. Характеристики жаропрочности у наиболее удачно легированных псевдо- $\alpha$ -сплавов и их предельные рабочие температуры (до 600 °C) примерно такие же, как у сплавов на основе  $Ti_3Al$ , а технологические возможности лучше.

Интерметаллид  $TiAl(\gamma)$  обладает упорядоченной тетрагонально искаженной гранцентрированной структурой  $L1_0$ , в которой плоскости  $\{100\}$ , заполненные атомами титана, чередуются с плоскостями, занятыми атомами алюминия. Область гомогенности этого интерметаллида в системе  $Ti-Al$  довольно велика.

Пластичность интерметаллида  $TiAl$  при температурах ниже  $700\text{ }^\circ\text{C}$  ничтожно мала, что обусловлено особенностями его дислокационного строения. Пластическая деформация интерметаллида  $TiAl$  может осуществляться скольжением одиночных дислокаций с вектором Бюргерса  $a/2\langle 101 \rangle$  и сверхдислокаций с векторами Бюргерса  $a\langle 101 \rangle$  и  $a/2\langle 112 \rangle$ . Однако при температурах, близких к комнатной, все эти дислокации заблокированы. Блокировка одиночных дислокаций обусловлена тем, что в некоторых направлениях  $\langle 110 \rangle$  их энергия сильно понижена. Дислокации, ориентированные в этих направлениях, малоподвижны. Блокировка одиночных дислокаций представляет собой термоактивационный процесс: тепловая энергия переводит дислокации из подвижных в неподвижные положения, так что с повышением температуры блокировка усиливается. Блокировка сверхдислокаций обусловлена их превращением из плоских скользящих в неплоские сидячие конфигурации. В конечном итоге блокировка дислокаций обусловлена сильными ковалентными связями. Поскольку в  $TiAl$  все дислокации при комнатной температуре заблокированы, даже монокристаллы этого интерметаллида разрушаются хрупко.

Выше температуры  $700\text{ }^\circ\text{C}$  пластичность интерметаллида резко возрастает из-за снятия блокировки дислокаций и вследствие увеличения их подвижности; помимо этого начинается интенсивное двойникование по системам  $\{111\}\langle 112 \rangle$ . Эти эффекты можно объяснить уменьшением ковалентной составляющей связи и усилением ее «металличности».

Истинное сопротивление разрушению с повышением температуры от комнатной до  $600\text{ }^\circ\text{C}$  снижается, затем повышается и после максимума при температуре примерно  $750\text{ }^\circ\text{C}$  вновь уменьшается. Аналогичная температурная зависимость предела текучести от интерметаллида наблюдается при растяжении монокристаллов всех ориентировок. Предел текучести поликристалла  $TiAl$  не всег-

да обнаруживает аномальную температурную зависимость. Следует отметить, что при температурах ниже 600 °С разрушение хрупкое, так что эксперимент не позволяет определить истинное значение предела текучести. Подъем предела текучести монокристаллов TiAl при повышении температуры до 700 °С объясняют различными превращениями, приводящими к блокировке одиночных дислокаций  $a/2\langle 101 \rangle$  и сверхдислокаций  $a\langle 101 \rangle$ , а его спад при температурах выше пика – превращением заблокированных одиночных дислокаций и сверхдислокаций  $a/2\langle 112 \rangle$  в скользящие.

В зависимости от чистоты и микроструктуры механические свойства интерметаллида TiAl колеблются в довольно широких пределах и при комнатной температуре составляют:  $\sigma_b = 350\text{...}580$  МПа;  $\delta = 0,5\text{...}1,5$  %. Модули упругости алюминида TiAl при 20 °С составляют:  $E = 175$  ГПа,  $G = 67$  ГПа. Из-за высокого содержания алюминия плотность интерметаллида TiAl невелика (3,8 г/см<sup>3</sup>).

В зависимости от технологии получения заготовок, режимов горячей деформации и последующей термической обработки можно получить три основных типа структур интерметаллида TiAl: lamельную (пластинчатую), рекристаллизованную и смешанную (дуплексную).

Ламельная (пластинчатая) структура представляет собой полностью сдвойникованные пластины  $\gamma$ -фазы, по границам которых расположены тонкие прослойки  $\alpha_2$ -фазы. В зависимости от скоростей кристаллизации и охлаждения толщина  $\gamma$ -пластин и  $\alpha_2$ -прослоек может колебаться от десятых долей до нескольких микрометров. Механические свойства интерметаллида TiAl с такой структурой при комнатной температуре невысоки. Рекристаллизованная структура представлена зернами  $\gamma$ -фазы и выделениями  $\alpha_2$ -фазы, сформированными в результате или динамической, или статической рекристаллизации. Регулируя технологические параметры, можно в широких пределах менять величину зерен  $\gamma$ -фазы, размер, форму и долю  $\alpha_2$ -фазы, тип границ зерен. Такая структура обеспечивает более высокий комплекс механических свойств при комнатной температуре по сравнению с lamельной структурой.

Смешанная (дуплексная) структура состоит из областей, представленных рекристаллизованными зернами, и областей lamельного

строения. Этот тип структуры можно получить в результате рекристаллизации в  $(\gamma + \alpha)$ -области. Интерметаллид TiAl при такой структуре обладает наилучшим комплексом механических свойств при комнатной температуре. Вместе с тем следует отметить, что характеристики жаропрочности наиболее высоки при lamellarной структуре.

Мелкозернистый интерметаллид TiAl проявляет определенную склонность к сверхпластичности; при температуре 800 °С и скорости деформации  $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  относительное удлинение составляет 225 %. Из двойных сплавов на основе интерметаллида TiAl наилучшей пластичностью обладают сплавы, содержащие 47...48 % (ат.) Al. Пластичность алюминида TiAl может быть повышена при легировании третьими компонентами: Be, Cr, Nb, Mo, Ni, Si, Sn, Mn, V, W, Ag, Ga.

Полагают [1], что повышение пластичности может быть связано с уменьшением вклада ковалентной и увеличением доли металлической связи, что уменьшает степень блокировки дислокаций. Сопротивление ползучести увеличивают В, С, Cr, Nb, Ta, W. Легирование интерметаллида TiAl такими элементами, как Nb, Si, Ta, W, приводит к повышению жаростойкости, в то время как ванадий увеличивает скорость его окисления при повышенных температурах. Наилучший комплекс свойств достигается при многокомпонентном легировании (табл. 2).

Основой разработанных сплавов является не интерметаллид стехиометрического состава TiAl, а обедненное алюминием соединение с 46...48 % (ат.) Al, поскольку такой состав соответствует максимальной пластичности не только двойных, но и тройных сплавов. Наиболее распространенные легирующие элементы С, Cr, Mn, Nb, Si, Ta, W. Отметим лишь легирование некоторых сплавов боридом титана TiB<sub>2</sub>, который повышает характеристики жаропрочности по механизму дисперсного упрочнения. Все сплавы на основе TiAl обладают большей пластичностью при duplexной структуре по сравнению с другими структурами при аналогичной технологии получения полуфабрикатов. К лучшим сплавам на основе TiAl относят Ti-48Al-2Cr-2Nb.

Этот сплав обладает хорошим сочетанием пластичности и технологичности, высокими характеристиками жаропрочности, коррозионной стойкости.

Благодаря низкой плотности и достаточно высоким прочностным характеристикам интерметаллид TiAl и сплавы на его основе превосходят существующие жаропрочные сплавы на основе титана, железа и никеля по удельным значениям модулей упругости и показателям жаропрочности в широком интервале температур, вплоть до 850 °С.

Таблица 2

Общая характеристика сплавов на основе алюминидов Ti<sub>3</sub>Al и Ti<sub>2</sub>NbAl

Сплав	Общие сведения	Свойства	Вид полуфабриката	Технологические свойства	Область применения
Ti <sub>3</sub> Al	Алюминид Ti <sub>3</sub> Al является основой легких жаропрочных титановых сплавов. Плотность 4,20 г/см <sup>3</sup>	При комнатной температуре пластичность невелика ( $\delta \approx 0...0,5\%$ ); отличается высокими модулями упругости ( $E = 140$ ГПа)	—	Литейные свойства невелики, способен к горячей ковке, прокатывается в горячую с трудом	Основа легких жаропрочных сплавов с рабочей температурой до 650 °С
Альфа-2 Ti-24Al-11Nb	Ниобий несколько повышает пластичность интерметаллида, но снижает характеристики жаропрочности. Основная фаза $\alpha_2$ . Плотность 4,60 г/см <sup>3</sup> , $T_{\alpha+\beta/\beta} = 1160...1180$ °С	При комнатной температуре наилучшие свойства при 50 % первичной $\alpha_2$ -фазы. После закалки в воде с 1040...1080 °С хорошее сочетание прочности, пластичности и вязкости разрушения. Можно получить $\delta \approx 7...13\%$	Фасонное литье,ковки, прутки, листы, плиты, фольга	Литейные свойства сплава невелики; деформируется в горячем состоянии	Детали авиационных двигателей, работающие до 650 °С; сотовые конструкции крыла, элементы обшивки

Сплав	Общие сведения	Свойства	Вид полуфабриката	Технологические свойства	Область применения
Супер альфа-2 Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo	Разработан в 1983 г. Лучший промышленный сплав на основе алюминидов $Ti_3Al$ . Основные фазы в сплаве $\alpha_2$ , O и $\beta$ . Плотность 4,65 г/см <sup>3</sup> , $T_{\alpha+\beta/\beta} = 1110...1140$ °C	Обладает лучшим комплексом свойств по сравнению со сплавом альфа-2. Свойства сплава существенно зависят от режимов термической обработки. Наилучшие свойства при бимодальной структуре	Фасонное литье, поковки, штамповки, прутки, горячекатаные листы, плиты, фольга	Деформируется в горячем состоянии	Детали авиационных двигателей, работающие до 650 °C (диски, лопатки, кольца и т. п.); сотовые конструкции крыла, элементы обшивки
24–25 (Ti-24Al-5Nb)	Основная фаза в сплаве O, что приводит к лучшему комплексу свойств по сравнению с алюминидом $Ti_3Al$	Свойства сплава существенно зависят от режимов термической обработки. Предпочтительная доля $\alpha_2$ -фазы в закаленном сплаве $\approx 40$ %. Пластичность сплавов возрастает с увеличением доли B2-фазы и может достигать $\sim 20$ % при 20 % B2-фазы	—	—	—
25–23 (Ti-25Al-23Nb)	Сплав с однофазной O-структурой	Обладает более высоким сопротивлением ползучести по сравнению со сплавами на основе $Ti_3Al$ и O + B2-сплавом Ti-25Al-27Nb. Приемлемая вязкость разрушения	—	—	—

Сплав	Общие сведения	Свойства	Вид полуфабриката	Технологические свойства	Область применения
22-25 (Mo, Zr, Si) Ti-22Al-25Nb-(1-3) (Mo, Zr, Si)	Легирование алюминидом Ti <sub>3</sub> Al ниобием в больших количествах приводит к O + B2 + α <sub>2</sub> -структуре с повышенной пластичностью. Молибден стабилизирует β-фазу. Цирконий повышает сопротивление ползучести. Плотность сплавов довольно велика (5,2...5,5 г/см <sup>3</sup> )	Легирование Ti <sub>3</sub> Al ниобием и молибденом приводит к повышению удлинения при комнатной температуре до 5...10 %. Удельное сопротивление ползучести при 650 °C сопоставимо с этой характеристикой для сплава инконель IN 718	Диски	Сплав деформируется при температурах α <sub>2</sub> + B2-области	Детали авиационных двигателей
22-27 (Ti-22Al-27Nb)	Структура сплава представлена фазами O и B2	Фаза O обеспечивает высокие жаропрочные свойства, а фаза B2 – повышенную пластичность. Удлинение при комнатной температуре 3,3...5 %. По удельной прочности превосходит инконель IN 718 во всем интервале температур	Полуфабрикаты порошковой металлургии	—	—

Сплав	Общие сведения	Свойства	Вид полуфабриката	Технологические свойства	Область применения
ВТИ-1 (Ti-25Al-11Nb-0,75Zr-0,75Mo)	Разработан в ВИАМе. Структура сплава представлена $\alpha_2$ - и $\beta$ -фазами; содержание $\alpha_2$ -фазы зависит от режимов обработки давлением и термической обработки. Плотность сплава 4,78 г/см <sup>3</sup>	Относительное удлинение при комнатной температуре 3...5 %. Высокие характеристики жаропрочности сохраняются до 650 °С	Прутки, поковки, сутунки, штамповки дисков и лопаток, листы, фасонное литье	Деформируется в горячем состоянии с малыми скоростями; возможна и сверхпластическая деформация	Детали авиационных двигателей (диски последних ступеней компрессора, сопла форсажных камер)

#### 4.2. Промышленные сплавы на основе алюминидов титана

Проблема разработки новых легких жаропрочных сплавов с рабочими температурами больше 550...600 °С уже давно не теряет своей актуальности, поскольку этот диапазон температур превосходит технические возможности обычных титановых сплавов. В связи с этим представляет большой интерес изучение нового класса материалов – сплавов на основе интерметаллидов титана. В зависимости от количества  $\beta$ -стабилизаторов интерметаллиды подразделяются на «альфа-2»-сплавы/«суперальфа-2»-сплавы, «гамма»-сплавы и «орто»-сплавы. Химический состав сплавов на основе алюминидов  $Ti_3Al$  представлен в табл. 3.

Таблица 3

Химический состав сплавов на основе алюминидов  $Ti_3Al$

Марка	Химический состав, % ат.
Альфа-2 (24-11)	Ti-24Al-11Nb
Суперальфа-2	Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo
25-10-4	Ti-25Al-10Nb-4Ta
24,5-12,5-1,5	Ti-24,5Al-12,5Nb-1,5Mo
ВТИ-1	Ti-25Al-11Nb-0,75Zr-0,75Mo

### **«Альфа-2»-сплавы**

Первый сплав этого типа СТ5 разработан И.И. Корниловым и сотрудниками. Фазовый состав:  $\geq 95$  (об. %)  $\alpha_2$ -фазы +  $< 5$  (об. %)  $\beta$ -фазы с игольчатой формой «альфа-2»-фазы. Из сплава изготавливались слитки, деформированные полуфабрикаты – слябы, штамповки, прутки.

Несмотря на высокие удельные прочностные и жаропрочные свойства, эти малолегированные «альфа-2»-сплавы имели при комнатной температуре малую пластичность, ударную вязкость и низкую технологичность при переработке слитков в конечные полуфабрикаты. Трудности изготовления полуфабрикатов из-за высоких усилий деформирования, невозможности получения различных типов микроструктур вследствие малого содержания  $\beta$ -фазы, пониженной стойкости к окислению привели к разработке сплавов с увеличенным количеством  $\beta$ -фазы. Это достигнуто легированием матрицы  $Ti_3Al > 10 Nb$  (ат. %). Для упрочнения  $\beta$ -фазы проводили легирование тугоплавкими элементами – Mo, V, Zr и Si. Сплавы такого типа получили название – «суперальфа-2»-сплавы.

### **«Суперальфа-2»-сплавы**

Типичными представителями этой группы сплавов являются: Ti-24-10-3-1 (США), ВТИ-2 (РФ) и ТД-2 (Китай). Ti-24-10-3-1 основан на системе Ti-24Al-10Nb-3V-1Mo (ат. %) и изготавливается по технологии титановых сплавов. Из сплава изготавливаются различные полуфабрикаты – от слябов (штамповок) до листов и фольги. Типичная термообработка для стабилизации структуры полуфабрикатов – закалка из ( $\alpha_2 + \beta$ )-области и старение (800...850) °С. Типичная структура полуфабрикатов (прутков и листов) – (20...30) (об. %) первичной равноосной  $\alpha_2$ -фазы и (50...60) (об. %) тонкопластинчатой вторичной  $\alpha_2$ -фазы в матричной  $\beta$ -фазе. В сплавах, содержащих Si, в структуре могут присутствовать сложные силициды, упрочняющие  $\beta$ -фазу. Несмотря на повышение пластических свойств, «суперальфа-2»-сплавы не обладали необходимой технологичностью для получения высококачественных деформированных полуфабрикатов – штамповок, прутков и листов, а присутствие в них непластичной «альфа-2»-фазы не обеспечивало дальнейшее повышение пластич-

ности. По этой причине «суперальфа-2»-сплавы имеют низкие характеристики ударной вязкости и вязкости разрушения, что в целом ограничивает их использование в основном корпусными деталями.

### *«Гамма»-сплавы*

В зависимости от содержания основного компонента Al различают однофазные и двухфазные «гамма»-сплавы. Однофазные «гамма»-сплавы, содержащие более 51 Al (ат. %), оказались малопрочными и непластичными материалами, и операции горячей деформации, не изменяя их структуру (за исключением размеров зерен), не улучшали их механических свойств. Легирование таких сплавов 5(Nb + Ta) (ат. %) не повышало механических свойств, но приводило к возрастанию жаропрочности.

«Гамма»-сплавы, содержащие менее 51 Al (ат. %), являются двухфазными сплавами. В качестве второй фазы присутствует и  $Ti_3Al$ , количество которой зависит от содержания Al: при 50 Al (ат. %) ее ~ 5 (об. %), а при 47 Al (ат. %) ~ 25 (об. %). Такая зависимость фазового состава от содержания Al оказывает сильное влияние на структуру и механические свойства «гамма»-сплавов.

Исследования двухфазных сплавов показали, что только литые Ti – (47...49) Al (ат. %), в структуре которых присутствовало (10...15) (об. %) «альфа-2»-фазы с тонкопластинчатой структурой, обладали наилучшими механическими свойствами:  $\sigma_B^{20} = (520...480)$  МПа и  $\delta^{20} = (2,5...2,7)$  %. При уменьшении содержания Al в сплавах увеличивались прочностные свойства, а при увеличении содержания Al они уменьшались. Особенно резко изменялось относительное удлинение, которое падало с 2,5 % до (0,5...1) %.

Поскольку литые структуры были структурно неоднородны и имели невысокие механические свойства, то с помощью операций термомеханической обработки (ТМО) в  $(\gamma + \alpha_2)$ -области проводилось измельчение и формирование дисперсной глобулярной структуры, которая показала некоторое улучшение пластичности при небольшом повышении прочностных свойств. Однако даже в таком состоянии сплавы оставались мало пригодными для практического применения.

Наибольшее повышение механических свойств «гамма»-сплавов достигнуто за счет снижения содержания Al до (45...48) (ат. %) и легированием их до 10 (ат. %) тугоплавкими элементами. Сплавы имеют состав Ti – (45...48) Al – (1...3) (Cr + Mn + V + Zr) – (1...5) (Nb + Ta + Mo + W + Re) – (0,1...2) (B + Si + C) (ат. %). В структуре присутствует (20...15) (об. %)  $\alpha_2$ -фазы + (10...15) (об. %)  $\beta$ -фазы + некоторое количество карбидов, силицидов или их совместных соединений (остальное  $\gamma$ -фаза). Несмотря на использование различных систем легирования сплавов и формирования в них различных типов структур, на сегодняшний день не удалось получить на «гамма»-сплавах повышенный уровень прочностных, пластических и жаропрочных свойств: сплавам, имеющим повышенные пределы прочности, соответствуют низкие значения пластичности и жаропрочности, а при снижении пределов прочности в сплавах повышаются пластические и жаропрочные характеристики.

#### *«Орто»-сплавы*

Отмечается, что основными преимуществами этих сплавов являются:

- высокие упругие, прочностные и пластические характеристики;
- низкий коэффициент термического расширения;
- высокие характеристики МЦУ (малоцикловая усталость) и МнЦУ (многоцикловая усталость);
- меньшие значения СРТУ (скорость роста трещины усталости);
- лучшие жаропрочные свойства при температурах 500...650 °С;
- высокая жаростойкость.

При легировании ИС  $Ti_3Al$  ниобием в количествах более 10 (ат. %) в структуре сплавов появляется новая упорядоченная фаза  $Ti_2AlNb$  («орто»-фаза) или ИС  $Ti_2AlNb$ .

Исследования физико-механических свойств ИС  $Ti_2AlNb$  показали, что эта фаза имеет более высокую температуру плавления, низкий коэффициент термического расширения, лучшую теплопроводность, большую прочность, пластичность и технологичность, чем у сплавов «суперальфа-2». При температурах 650...750 °С температура снижения модуля упругости значительно меньше, чем у «суперальфа-2»-сплавов, что может свидетельствовать о его хороших жаропрочных свойствах.

Главными недостатками ИС  $Ti_2AlNb$  будут повышенная плотность и усложненность металлургического производства вследствие большего содержания тугоплавких легирующих элементов. В ранее опубликованных работах было показано, что легирование «орто»-фазы ванадием способствует повышению низкотемпературных прочностных и пластических свойств сплава, а легирование цирконием, молибденом и кремнием повышает его жаропрочные свойства и стойкость к окислению. Несмотря на достоинства этих сплавов, за рубежом до сих пор не освоен в опытно-промышленном масштабе какой-либо «орто»-сплав. Это связано с тем, что подобные сплавы оказались достаточно сложными в металлургическом производстве. Необходимость использования для легирования более дорогих элементов – Nb, Ta и W при повышенном их содержании в сплавах, обеспечение высокой однородности состава слитков, применение прокатного и термического оборудования с защитной атмосферой (вакуумом или инертным газом), жесткий контроль макро- и микроструктуры в полуфабрикатах – главные причины торможения промышленного освоения этого класса сплавов.

### **4.3. Наплавка интерметаллидных сплавов системы Al-Ti**

Для получения интерметаллидного слоя на поверхности изделия используют плазменное напыление, электродуговую металлизацию, детонационное напыление, дуговую наплавку.

Авторами работы [27] было предложено получать наплавкой интерметаллидные покрытия системы Al-Ti на поверхности титановой заготовки. Интерметаллидные слои на поверхности титана было предложено формировать аргонодуговой наплавкой неплавящимся электродом с подачей алюминиевой присадочной проволоки или проволокой на основе сплавов алюминия в жидкометаллической ванне.

Исследования процессов наплавки алюминидов титана проводили на автоматической двухкоординатной установке.

Для наплавки использовали образцы из титана марки BT1-0 размером 120×120×10 мм и присадочные проволоки СвАК12, СвАК5, а также присадочную проволоку СвА5 диаметром 1,2 мм.

Присадочную проволоку вводили в хвостовую часть жидко-металлической ванны, что обеспечивало стабильное формирование наплавленного валика и уменьшало потери алюминия на угар и разбрызгивание. Скорость подачи присадочной проволоки изменялась в пределах  $V_{\text{п/пп Al}} = 1...6$  м/мин при скорости наплавки  $V_{\text{н}} = 0,152$  м/мин. Сила тока  $I_{\text{н}} = 270$  А.

Исследования химического состава наплавленного металла проводились методами растровой электронной микроскопии на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500.

В результате проведенных исследований было установлено, что при выбранных режимах наплавки формировался валик со стабильными геометрическими параметрами (рис. 4.2).

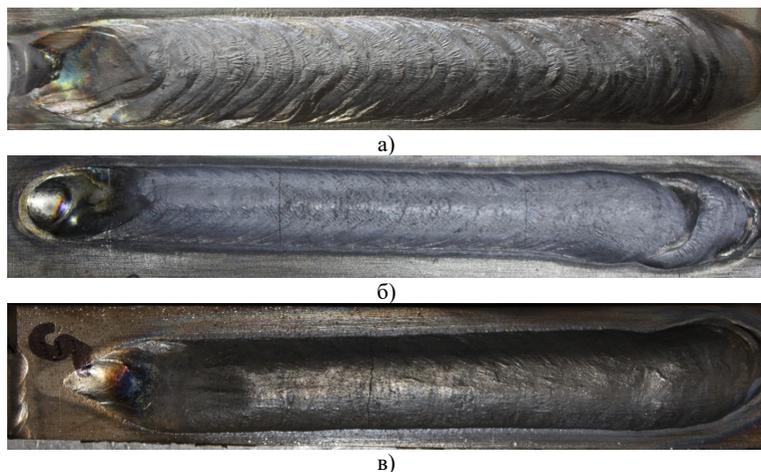


Рис. 4.2. Внешний вид наплавленных валиков: *а* – с применением присадочной проволоки СвА5; *б* – с применением присадочной проволоки СвАК5; *в* – с применением присадочной проволоки СвАК12

Ширина наплавленных валиков варьировалась в пределах 12,05...19,64 мм, высота варьировалась в пределах 0,98...4,52 мм, а глубина проплавления – в пределах 2,58...5,18 мм.

Использование в качестве присадочного материала проволоки СвАК5 и СвАК12 на геометрические параметры наплавленных валиков фактически не повлияло (рис. 4.3). При использовании алюминиево-кремниевой проволоки наблюдалось незначительное увеличение ширины наплавленного валика ( $l$ ) и глубины проплавления ( $e$ ), что связано с понижением температуры плавления и снижением удельной теплоемкости присадочной проволоки при легировании ее кремнием. При этом высота валика ( $h$ ) уменьшилась, но незначительно.

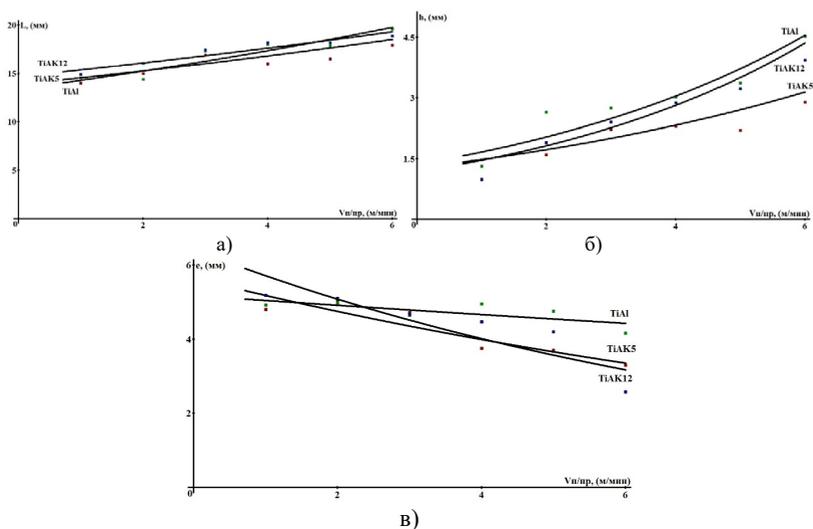


Рис. 4.3. Зависимость геометрических параметров наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки: а – зависимость ширины валика от скорости подачи присадочных проволок; б – зависимость высоты наплавленных валиков от скорости подачи присадочных проволок; в – зависимость глубины проплавления от скорости подачи присадочных проволок

Исследование показало, что по сечению наплавленного валика наблюдалась незначительная неравномерность по химическому составу.

С увеличением скорости подачи присадочной проволоки увеличивалось содержание алюминия в связи с увеличением массового расхода алюминия и уменьшения площади проплавления основно-

го металла. Увеличение содержания кремния в присадочной проволоке также приводит к повышению содержания кремния в наплавленном валике и уменьшению содержания алюминия (рис. 4.4).

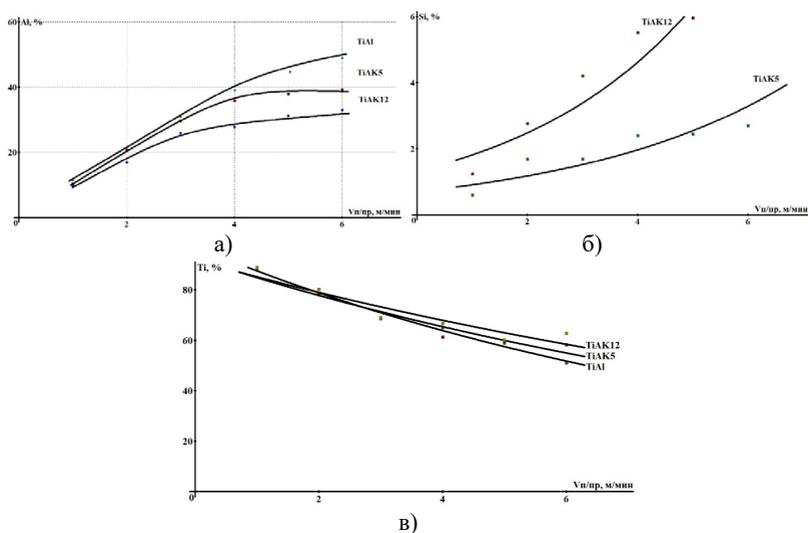


Рис. 4.4. Зависимость химического состава наплавленного валика от скорости подачи присадочной проволоки: *а* – зависимость содержания алюминия от скорости подачи присадочной проволоки; *б* – зависимость содержания кремния от скорости подачи присадочной проволоки; *в* – зависимость содержания титана от скорости подачи присадочной проволоки

В зависимости от содержания алюминия, исходя из диаграммы состояния титан-алюминий, структура наплавленного металла представлена фазами:  $\alpha_2$  ( $Ti_3Al$ );  $\alpha_2 + \gamma(TiAl)$ ;  $\gamma$ .

Наплавленные валики на основе  $\alpha_2$  ( $Ti_3Al$ )-фазы с содержанием алюминия до 18 % практически не имели трещин, а с содержанием алюминия до 25 % не более 1 трещины на контролируемом участке (рис. 4.5). Появление  $\gamma(TiAl)$ -фазы в структуре значительно повышало склонность к образованию трещин наплавленного металла. Наплавленные валики с содержанием алюминия более 25 % на контролируемых участках имели от 2 до 4 трещин. Самая низкая трещиностойчивость наблюдалась в наплавленном металле на основе  $\gamma$ -фазы.

Твердость наплавленных валиков изменялась в пределах 12,6...46,2 HRC. Повышение содержания алюминия с 12 до 30 % способствовало повышению твердости наплавленного металла. Дальнейшее увеличение содержания алюминия приводит к снижению твердости, что связано с увеличением содержания в структуре металла  $\gamma(\text{TiAl})$ -фазы.

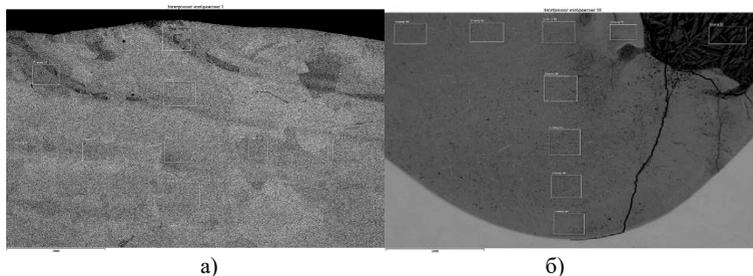


Рис. 4.5. Структура наплавленного металла при среднем содержании алюминия: а – 12 %; б – 33 %

Легирование кремнием приводит к повышению твердости, причем наплавка с применением проволоки СвАК12 дает более высокие показатели твердости (рис. 4.6).

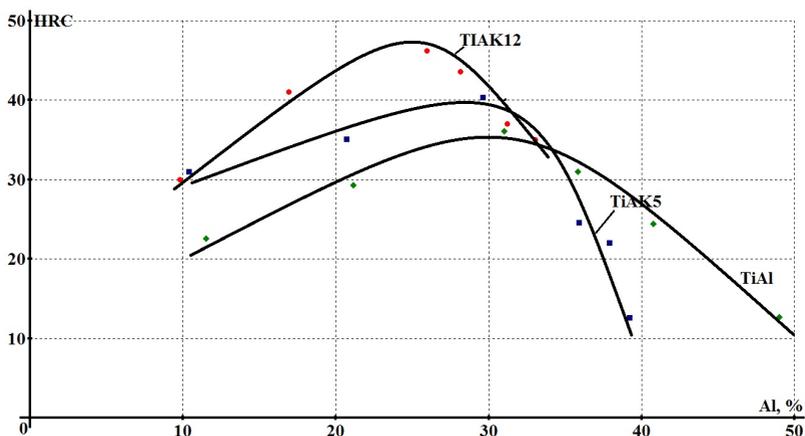


Рис. 4.6. Зависимость твердости наплавленного металла от процентного содержания алюминия в наплавленных валиках

Максимальная износостойкость наблюдалась в образцах с содержанием алюминия 20...30 % при скорости наплавки 2...3 м/мин, с применением присадочной проволоки СвА5 достигает 3,72, с применением присадочной проволоки СвАК5 достигает 9, а с применением присадочной проволоки СвАК12 достигает всего 4,6.

Дальнейшее увеличение содержания алюминия снижает износостойкость вследствие хрупкого выкрашивания наплавленного металла при абразивном изнашивании образцов (рис. 4.7).

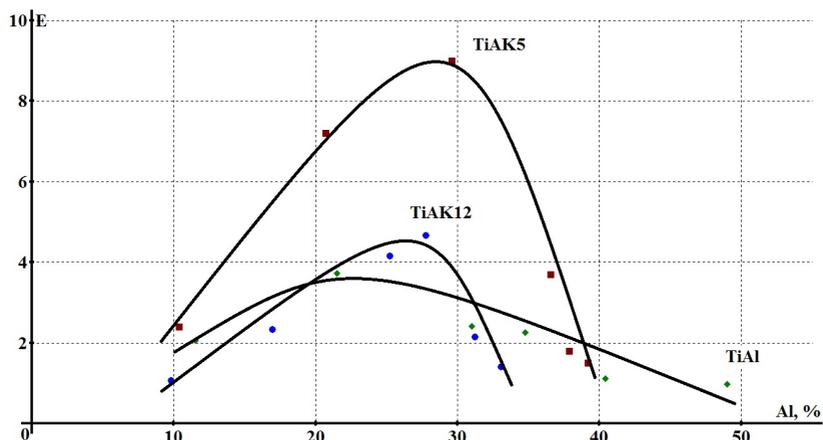
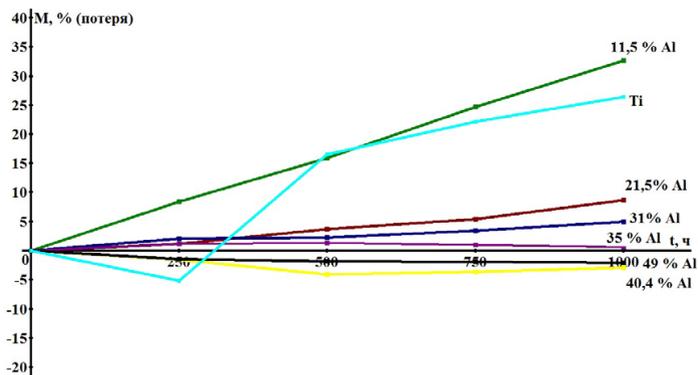
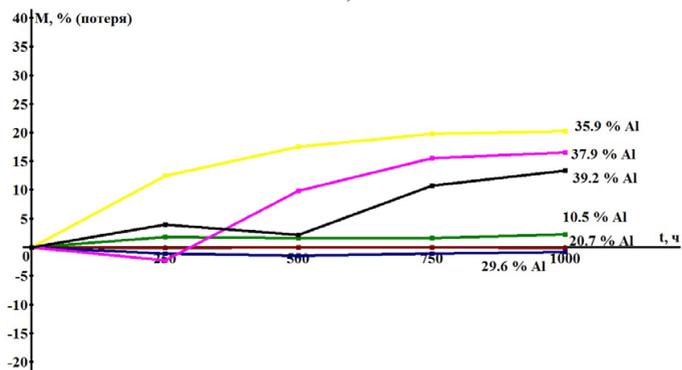


Рис. 4.7. Зависимость износостойкости наплавленного покрытия от содержания алюминия

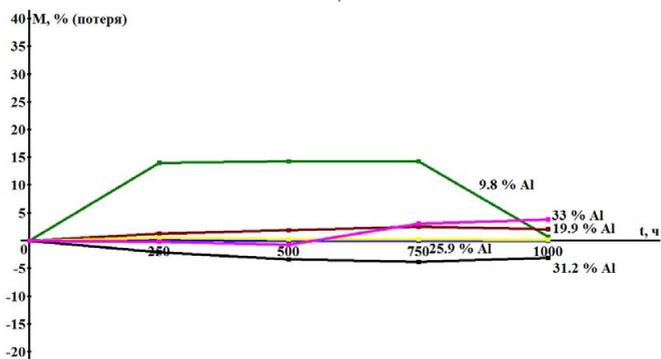
Исследования жаростойкости при выдержке в течение 1000 часов при температуре 800 °С показали, что потеря массы эталонного образца из титана составляла более 21,5 %. Потеря массы наплавленных образцов с содержанием алюминия 20,5 % не превышала 11,9 %, а с содержанием алюминия 35 % не более 0,8 %. В образцах с содержанием алюминия более 40 % наблюдалось увеличение их массы, что связано с трудностью удаления оксидного слоя с поверхности образцов. Легирование интерметаллидного сплава титан-алюминий кремнием повышает жаростойкость наплавленных образцов, так как с увеличением содержания кремния уменьшается потеря массы в образцах с содержанием алюминия 25...33 % (рис. 4.8).



a)



б)



в)

Рис. 4.8. Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость:  
*a* – образцы с применением присадочной проволоки СВА5;  
*б* – образцы с применением присадочной проволоки СВАК5;  
*в* – образцы с применением присадочной проволоки СВАК12

### Контрольные вопросы

1. Какие интерметаллидные фазы образуются в системе Ti-Al?
2. Какие интерметаллидные фазы системы титан-алюминий применяются в качестве основы жаропрочных и жаростойких сплавов?
3. От чего зависят механические свойства сплавов на основе интерметаллидной фазы  $Ti_3Al$  при нагреве?
4. Какой тип кристаллической решетки имеют фазы  $Ti_3Al$  и TiAl?
5. Какими способами можно повысить пластичность и прочность интерметаллида  $Ti_3Al$ ?
6. Какие легирующие элементы применяются для повышения механических свойств сплавов на основе интерметаллида  $Ti_3Al$ ?
7. Какие сплавы на основе интерметаллидных фаз  $Ti_3Al$  и TiAl разработаны в России?
8. Какие легирующие элементы применяются для повышения пластичности и прочности сплавов на основе интерметаллида TiAl?
9. Каковы фазовый состав и свойства «альфа-2»-сплавов?
10. Каковы фазовый состав и свойства «суперальфа-2»-сплавов?
11. Каковы фазовый состав и свойства «гамма»-сплавов?
12. Каковы фазовый состав и свойства «орто»-сплавов?
13. Как изменяется твердость наплавленного металла на основе алюминидов титана при повышении содержания алюминия?
14. Как изменяется жаростойкость наплавленного металла при повышении содержания алюминия?
15. Как изменяется износостойкость наплавленного металла при повышении содержания алюминия?
16. Как влияет кремний на механические свойства наплавленного металла?

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. — М. : МИСИС, 2005. — 432 с.
2. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / Ю.Р. Колобов [и др.] ; под ред. Е.Н. Каблова, Ю.Р. Колобова. — М. : МИСиС издательский дом, 2008. — 326 с.
3. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов: справочное руководство / А.И. Беляев [и др.]. — М. : Metallургия, 1971. — 352 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. — М. : Машиностроение, 1997. — 1024 с.
5. Поварова, К.Б. Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. Ч. 1 / К.Б. Поварова, О.А. Банных // Материаловедение. — 1999. — № 2. — С. 27–33.
6. Поварова, К.Б. Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. Ч. 2 / К.Б. Поварова, О.А. Банных // Материаловедение. — 1999. — № 3. — С. 29–37.
7. Сплавы на основе алюминидов никеля / В.П. Бунтушкин [и др.] // МиТОМ. — 1999. — № 1. — С. 32–34.
8. Верин, А.С. Интерметаллид  $Ni_3Al$  как основа жаропрочного сплава / А.С. Верин // МиТОМ. — 1997. — № 5. — С. 26–28.
9. Chang tung-hun, Pan Yung-chuan. Untersuchungen zum Diffusionsweißen einer  $Ni_3Al$ -Legierung // Schweiss. Ung Schneid. — 1992. — № 10. — С. 554–559.
10. Войтович, В.А. Новые противокоррозионные материалы в строительстве / В.А. Войтович. — Горький : Волго-Вятское кн. изд-во, 1980. — 95 с.
11. Улиг, Г.Г. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику / Г.Г. Улиг, Р.У. Ревин. — Л. : Химия, 1989. — 456 с.
12. McKamey, C.G., DeVan, J.H., Tortorelli, P.F., and Sikka, V.K., 1991. A Review of Recent Developments in Iron-Aluminum Alloys. J. Mater. Res. 6: 1779–1805.
13. Рябов, В.Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В.Р. Рябов. — Киев : Наукова думка, 1983. — 264 с.

14. Хансен, М. Структура двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М. : Metallurgizdat, 1962. – 210 с.
15. Синельников, В.С. Алюминиды / В.С. Синельников, В.А. Поддергин, В.Н. Речкин. – Киев : Наукова думка, 1965. – 657 с.
16. Шанк, Ф.А. Структуры двойных сплавов / Ф.А. Шанк ; пер. с англ. – М. : Metallurgiya, 1973. – 760 с.
17. Гольдштейн, М.И. Специальные стали : учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М. : Metallurgiya, 1985. – 408 с.
18. Рабкин, Д.М. Сварка разнородных материалов / Д.М. Рабкин, В.Р. Рябов, С.М. Гуревич. – Киев : Техніка, 1975. – 208 с.
19. Минкевич, А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А.Н. Минкевич. – 2-е изд., перераб. – М. : Машиностроение, 1965. – 492 с.
20. Галян, Н.Н. Получение алюминилов железа методом электрошлакового переплава / Н.Н. Галян, А.Д. Рябцев. – Физикометаллургический факультет, Донецкий национальный технический университет.
21. Ковтунов, А.И. Физико-химическая кинетика взаимодействия алюминия со сталью при формировании металла шва с заданными свойствами : дис. д-ра техн. наук : защищена / А.И. Ковтунов. – Тольятти, 2011. – 357 с.
22. Ковтунов, А.И. Аргонодуговая наплавка сплавами на основе системы железо-алюминий : монография / А.И. Ковтунов. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2014. – 140 с.
23. Ковтунов, А.И. Технология наплавки постоянных кокильных покрытий / А.И. Ковтунов, Д.И. Плахотный, А.Г. Бочкарев // Литейщик России. – 2015. – № 4. – С. 26–28.
24. Дроздов, А.А. Алюминиды никеля – основа для создания конструкционных жаропрочных сплавов нового поколения (Свойства, составы, совр. состояние, перспективы) : дис. ... канд. техн. наук : защищена 14.02.2006 : утв. 24.07.2006 / А.А. Дроздов. – М. : Изд-во Моск. гос. ин-та культуры, 2006.
25. Влияние режимов наплавки на структуру и свойства покрытий системы титан-алюминий / А.И. Ковтунов [и др.] // Сварка и диагностика. – 2016. – № 2. – С. 43–46.