

Влияние импульсного электрического тока на механические свойства алюминидов титана, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

Г. В. Степанов^а, А. И. Бабуцкий^а, А. В. Чижик^а, В. Е. Громов^б

^а Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

^б Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Приведены результаты исследований по оценке влияния обработки импульсным электрическим током на прочность при изгибе и твердость интерметаллида алюминид титана, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Показано, что вследствие обработки несколько повышаются прочность и пластичность интерметаллида по сравнению с исходным состоянием и уменьшается его твердость. Результаты микроструктурных исследований показывают, что снижение хрупкости материала при обработке является следствием стимулированного током изменения тонкой структуры материала, перераспределения пор и уменьшения остаточных растягивающих напряжений.

Ключевые слова: интерметаллид TiAl, импульсный электрический ток, трехточечный изгиб, пористость, рентгеновская дифракция.

Введение. Алюминид титана представляет собой интерметаллическое химическое соединение с удельным весом около 4 г/см^3 (γ -TiAl). Существуют три основные его разновидности: γ -TiAl; α_2 -Ti₃Al и TiAl₃. Однако наибольший практический интерес представляют материалы на основе γ -TiAl, обладающие высокими механическими (удельная прочность, сопротивление ползучести), антикоррозионными свойствами и стойкостью к окислению при повышенных температурах (выше 600°C). Благодаря этому они могут применяться в автомобильной и авиационной промышленности [1–3]. Данные материалы рассматриваются в качестве альтернативы традиционным жаропрочным сплавам на основе никеля, которые используются при производстве деталей авиационных двигателей (диски, лопатки турбин и компрессоров), поскольку их удельный вес практически в два раза ниже.

Однако материалы на основе γ -TiAl обладают низкой пластичностью, причем не только при комнатной, но и при повышенных температурах. Поэтому они рассматриваются, за редким исключением, как “перспективные” [4], несмотря на то что первые материалы на их основе были получены в лабораторных условиях примерно в 70-х годах 20 ст.

Производство конструкционных материалов на основе алюминидов титана – многостадийный и сложный процесс, суть которого состоит в получении заготовок интерметаллида и последующей финишной обработке образцов (изделий). При этом используются различные методы, которые могут включать до десяти операций с целью получения материала с необходимыми свойствами. Наиболее часто применяют технологии порошковой металлургии, плавку в дуговой печи в атмосфере аргона, вакуумно-дуговой переплав с последующими операциями, в частности различные отжиги и др. В качестве

финишной обработки используют изотермический отжиг, баротермическую обработку [5], высокоинтенсивную ионную имплантацию [6] и др.

При производстве интерметаллидов применяется технология, основанная на использовании самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [7, 8]. Данная технология, являющаяся чрезвычайно высокоэффективным способом получения различных конструкционных материалов, была впервые разработана в 1967 г. [9]. Она представляет собой химический процесс с выделением тепла в режиме типа горения, что приводит к образованию твердых продуктов. Однако, как и при использовании других методов получения интерметаллидных материалов из порошков, после СВС возникает необходимость в проведении той или иной финишной обработки, обеспечивающей необходимый комплекс физико-механических свойств.

В данной работе представлены результаты исследования по оценке влияния обработки импульсным электрическим током (ИЭТ) высокой плотности на механические характеристики алюминиды титана, полученного СВС.

Образцы, методы обработки и испытаний. В качестве объекта исследования использовали материал системы Ti–48Al–2Nb–2Cr (ат.%). Образцы вырезали из заготовки (рис. 1), полученной по технологии СВС, из смеси порошков (табл. 1). Плотность материала после СВС составляет 3,90...3,92 г/см³, пористость – 96,5...97,5%.

Т а б л и ц а 1

Состав исходных порошков и размеры их частиц

Порошок	Размер частиц, мкм	Химический состав (мас.%)							
		Ti	Al	Cr	Nb	O	H	C	N
Ti	< 75	99,7	–	–	–	0,229	0,0200	0,018	0,016
Al	< 200	–	99,500	–	–	–	–	–	–
Nb	< 45	–	–	–	99,8	0,010	0,0006	0,004	0,003
Cr	< 45	–	0,002	99,89	–	0,067	–	0,005	0,035

Для испытаний на трехточечный изгиб из заготовки путем электроэрозивной резки вырезали образцы с прямоугольным поперечным сечением (высота $h = 2,95$ мм, ширина $b = 5,97$ мм, длина $l = 25$ мм) – рис. 1. Аналогичные образцы использовали при испытаниях на индентирование и при изучении микроструктуры.

Исследования проводили на образцах в исходном состоянии и после обработки ИЭТ (вдоль образца пропускали один импульс тока в виде затухающей синусоиды длительностью около 400 мкс, максимальное значение тока – 82 кА) при комнатной температуре. Результаты измерений температуры при обработке с помощью хромель-алюмелевой термопары (диаметр проволок – 0,2 мм) свидетельствуют о нагреве образцов до 420...425°C. Методики пропускания ИЭТ и его регистрации приведены ранее [10].

Испытания на трехточечный изгиб выполняли на сервогидравлической испытательной машине BISS-202-V при скорости нагружения 0,5 мм/мин.

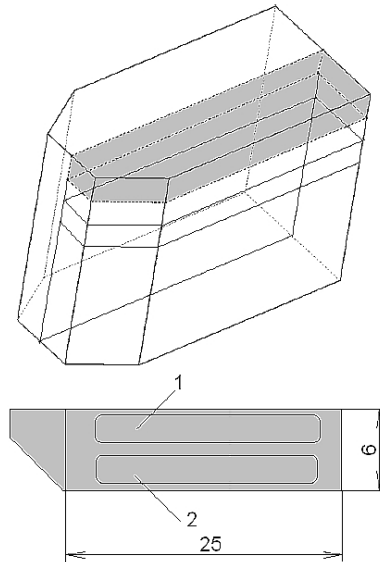


Рис. 1. Схема вырезки образцов и границы зон анализа пористости в центральной части заготовки (1) и у края образца (2).

Длина между опорами при испытаниях $L = 20$ мм. Твердость измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1 Н.

Для металлографических исследований материала использовали микроскоп Axiovert 40 MAT. Наряду с изучением структуры материала в исходном состоянии и обработанном ИЭТ после химического травления пористость определяли на непротравленных шлифах.

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили на дифрактометре Дрон-3М. В качестве источника излучения использовали рентгеновскую трубку с медным анодом $\text{Cu-K}\alpha$ с длиной волны $\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$. Съемку осуществляли в диапазоне угла $2\theta = 20 \dots 140^\circ$ с шагом считывания сигнала, составляющим одну секунду. Рентгенограммы расшифровывали с помощью электронной базы ASTM/JCPDS.

Результаты испытаний и их анализ. На рис. 2 приведены характерные диаграммы нагружения образцов (диаграммы нагрузка – прогиб посередине образца) при испытаниях на трехточечный изгиб.

Максимальное изгибное напряжение $\sigma_{\text{изг}}$ в образце рассчитывали по зависимости

$$\sigma_{\text{изг}} = \frac{3PL}{2bh^2},$$

где P – максимальная нагрузка, при которой происходит разрушение.

Максимальную деформацию образца при изгибе $\varepsilon_{\text{изг}}$ определяли следующим образом:

$$\varepsilon_{\text{изг}} = \frac{6\delta h}{L^2},$$

где δ – максимальный прогиб образца.

В табл. 2 представлены результаты испытаний на изгиб, усредненные по данным трех образцов в исходном состоянии и после обработки ИЭТ, а также измерений микротвердости образцов (по 40 измерений в каждом состоянии).

Т а б л и ц а 2

Результаты испытаний образцов

Материал	Микротвердость, H_{μ}^{100}		$\sigma_{\text{изг}}$, МПа	$\epsilon_{\text{изг}}$, %
	Среднее значение	Среднеквадратическое отклонение		
Исходный	357	120	325	0,83
После ИЭТ	284	84	347	0,97

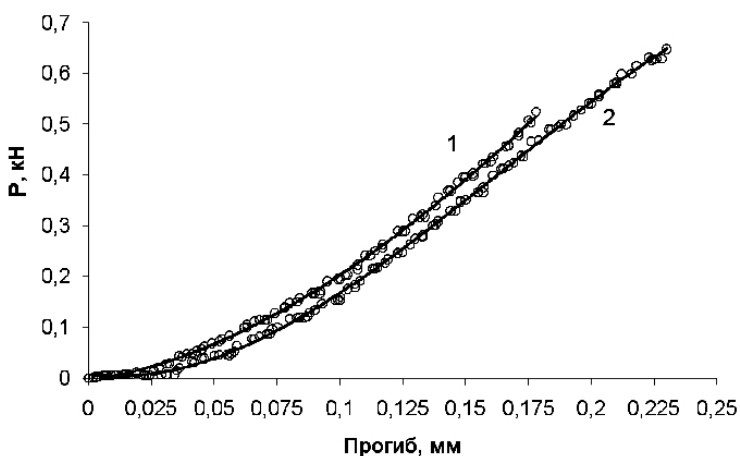


Рис. 2. Характерные диаграммы нагружения образцов в исходном состоянии (1) и после обработки ИЭТ (2) при испытаниях на трехточечный изгиб.

Данные механических испытаний показывают, что при обработке ИЭТ происходит снижение хрупкости материала образцов: твердость снижается на 20%, деформация до разрушения повышается на 17%, при этом незначительно увеличивается прочность (на 7%). Заметим, что при этом происходит уменьшение разброса значений твердости: относительное рассеяние твердости (отношение среднеквадратического отклонения твердости к ее среднему значению) снижается на 12%, что может быть обусловлено гомогенизирующим влиянием обработки ИЭТ на материал.

Результаты исследования свидетельствуют о том, что пористость в центральной части заготовки (рис. 1) несколько выше, чем у внешнего края. Это, по-видимому, обусловлено особенностями технологии производства заготовки методом СВС. По строению структура полученной заготовки подобна структуре литого слитка: наружная часть более плотная, а в осевой расположена усадочная пористость, формирующаяся на завершающей стадии кристаллизации металла. С учетом этого на образцах выделяли две зоны (рис. 1) с различной пористостью, которые исследовали отдельно с помощью графического анализатора изображений.

Для анализа пористости использовали модель, основанную на существовании двух фаз, одна из которых металл, другая – несплошности. В результате получили количественную информацию о неоднородности материала в пределах от 2,5 мкм до максимальных размеров пор в образцах. Эта методика позволяет исследовать такие параметры, как плотность распределения несплошностей и их размеры до и после обработки ИЭТ. Обобщенные результаты анализа приведены на рис. 3.

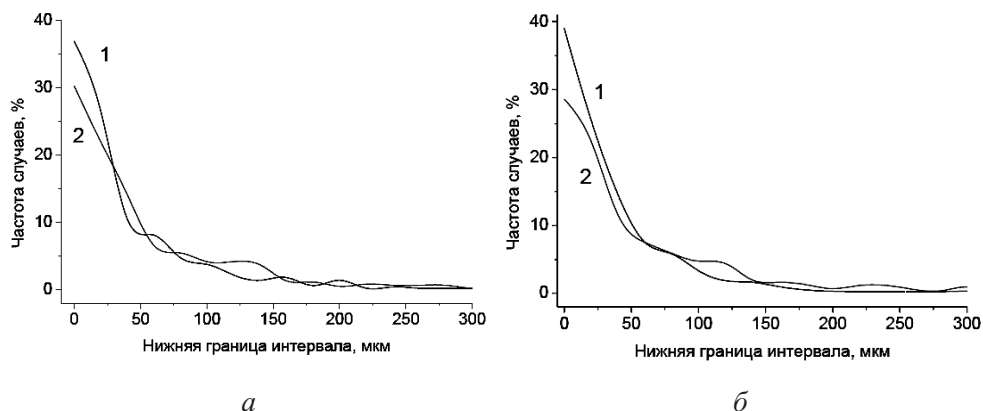


Рис. 3. Распределение пор в центральной части заготовки (а) и у края образца (б): 1 – материал в исходном состоянии; 2 – после обработки ИЭТ.

В исходном и обработанном образце количество пор в центральной части заготовки (рис. 1) примерно одинаковое, незначительные расхождения находятся в пределах погрешности. Однако при распределении в образце их размеры существенно различаются (рис. 3,а). В образцах после пропускания ИЭТ наблюдается снижение количества пор размером 2,5...26 и 53...75 мкм приблизительно на 7%. В то же время количество пор размером 26...53 и 75...150 мкм несколько увеличивается в плоскости шлифа (~3,5%).

Результаты, представленные на рис. 3,б, показывают, что у края образца после обработки ИЭТ общее количество пор снижается на 9% по сравнению с таковым у образцов в исходном состоянии. В обработанном образце пор размером 2,5...53 мкм меньше на 10%, чем в исходном материале, некоторое их увеличение (~2%) наблюдается по достижении размеров 75...150 мкм.

Для определения фазового состава образцов проводили рентгеноструктурный анализ с использованием методов рентгеновской дифракции [11, 12]. На рис. 4, 5 представлены рентгенограммы исследованного материала в исходном и обработанном состоянии с указанием рефлексов $TiAl$ и Ti_3Al фаз. На рентгенограммах присутствуют рефлексы от обеих фаз. Сопоставление интенсивности отражений показывает, что основной фазой исследованного материала является γ - $TiAl$ с тетрагональной решеткой с периодами $a = 0,3991$ нм, $c = 0,4062$ нм и $c/a = 1,017$ в исходном состоянии, что несколько больше, чем для образцов после обработки ИЭТ ($a = 0,3986$ нм, $c = 0,4059$ нм и $c/a = 1,018$). Вторая α_2 -фаза представлена на рентгенограмме более слабыми линиями, часть из которых перекрывается рефлексами γ -фазы.

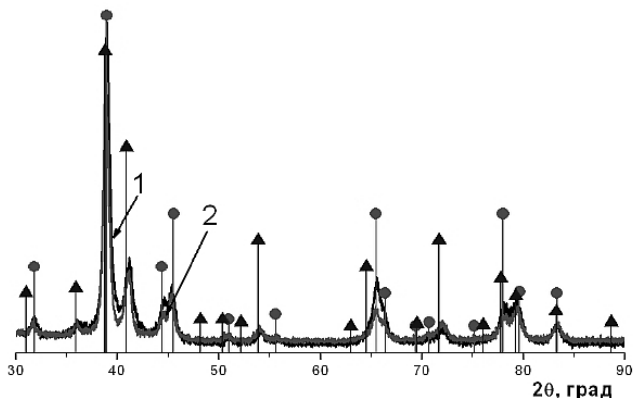


Рис. 4. Рентгенограммы исследованного интерметаллида Ti-48Al-2Nb-2Cr в исходном состоянии (1) и после обработки ИЭТ (2). (Здесь и на рис. 5: ● – эталонные значения TiAl; ▲ – эталонные значения Ti₃Al.)

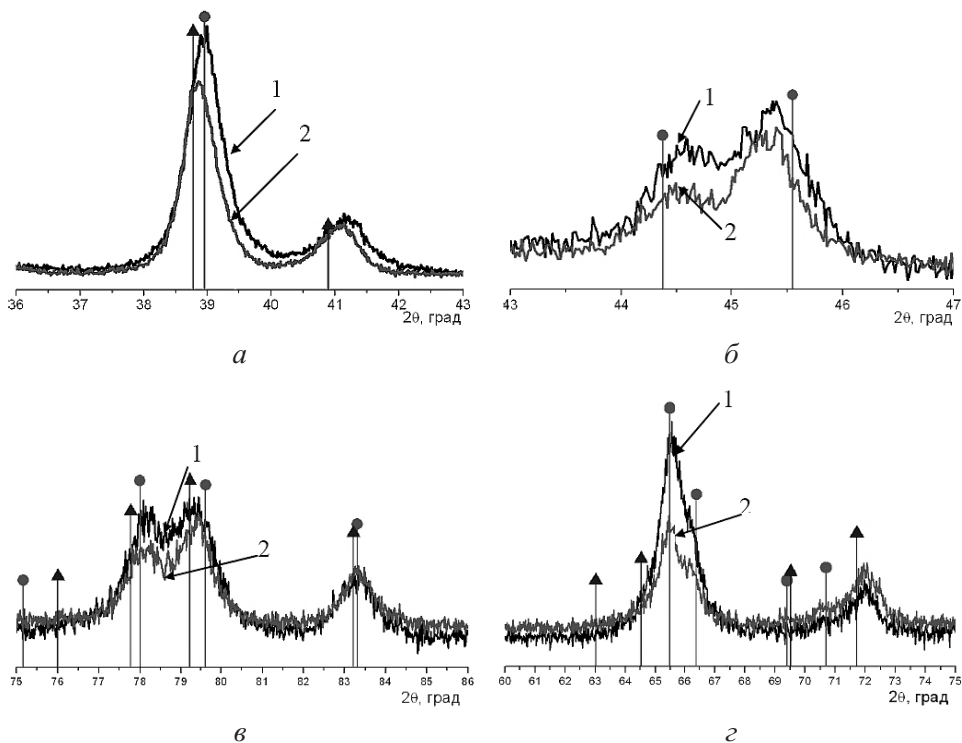


Рис. 5. Рентгенограммы исследованного интерметаллида Ti-48Al-2Nb-2Cr в исходном состоянии (1) и после обработки ИЭТ (2): а, в – результирующее распределение интенсивности линий дифракции при близком расположении и наложении углов отражения 2θ TiAl и Ti₃Al фаз; б, г – дифракционные линии с близкими углами отражения 2θ TiAl фазы.

На рис. 5 приведены профили дифракционных линий для различных углов отражения 2θ . Интенсивность некоторых линий для образцов в исходном состоянии несколько выше, чем для обработанных ИЭТ. Различия, преимущественно в интенсивности, присущи рефлексам γ -фазы, углы отражения которых близки (рис. 5,б,г), или рефлексам, в которых углы отражения TiAl и

Ti₃Al фаз накладываются друг на друга (рис. 5,а,в). На рентгенограммах они часто имеют вид дублетов, что затрудняет разделение пиков и последующий их анализ. На отдельно расположенных рефлексах изменений интенсивности нет, за исключением дифракционной линии с углом отражения 41,1°.

В табл. 3 приведены основные данные рентгенограмм (углы отражения 2θ, ширина линий, размеры блоков когерентного рассеивания (БКР)) для образцов до и после обработки ИЭТ. Отметим, что для обработанных образцов наблюдается сужение линий дифракции. Это может быть обусловлено снижением степени микроискажений структуры (уменьшением микронапряжений, вызванных этими микроискажениями).

Т а б л и ц а 3

**Изменение размеров блоков когерентного рассеивания (*D*)
и ширины рентгеновских линий (*β*) интерметаллида Ti–48Al–2Nb–2Cr**

Материал	Угол отражения 2θ, град				
	38,9	41,1	44,5	45,3	65,5
Исходное состояние	<u>14,30</u>	<u>10,22</u>	<u>13,25</u>	<u>11,63</u>	<u>11,90</u>
	0,654	0,921	0,719	0,822	0,882
После обработки ИЭТ	<u>14,63</u>	<u>13,30</u>	<u>13,78</u>	<u>14,24</u>	<u>15,31</u>
	0,639	0,708	0,692	0,671	0,685

Примечание. Над чертой приведены значения *D*, нм; под чертой – *β*, град.

Уменьшение ширины дифракционных линий также может быть связано с изменением внутризеренной тонкой структуры материала, в частности, размеров БКР. Для расчета размеров БКР (*D*) в направлении, перпендикулярном области отражения, использовали зависимость $D = \lambda / (\beta \cos \theta)$, где λ – длина волны; β – ширина рентгеновской линии; θ – угол отражения. В качестве ширины линии принимали угловую ширину в радианах на половине максимума интенсивности. Точность измерений составляет 0,005°.

Микроструктура исследованного материала, состоящая из светлых зерен, γ -фазы и зерен с ламелярным строением, в которых послойно чередуются две интерметаллидные α_2 - и γ -фазы, приведена на рис. 6. Размеры зерен составляют от нескольких десятков микрон до сотен.

Видно, что края пор в материале, обработанном ИЭТ, имеют более округлую форму. Большое количество микротрещин, преимущественно расположенных на границах зерен и вдоль пластин ламелярных колоний, наблюдается в исходных образцах (рис. 6,а,в). Микротрещины, расположенные поперек слоистой структуры или выходящие из пор, отмечаются реже.

Поскольку при проведении анализа пористости такие дефекты отсутствовали на поверхности образцов, можно утверждать, что растрескивание произошло под действием коррозионной среды, в качестве которой в данном случае использовался реактив для травления шлифов. Заметим, что необходимым условием коррозионного растрескивания помимо агрессивной среды является наличие растягивающих напряжений [13]. В структуре образцов, прошедших обработку ИЭТ (рис. 6,б,з), было выявлено меньшее количество

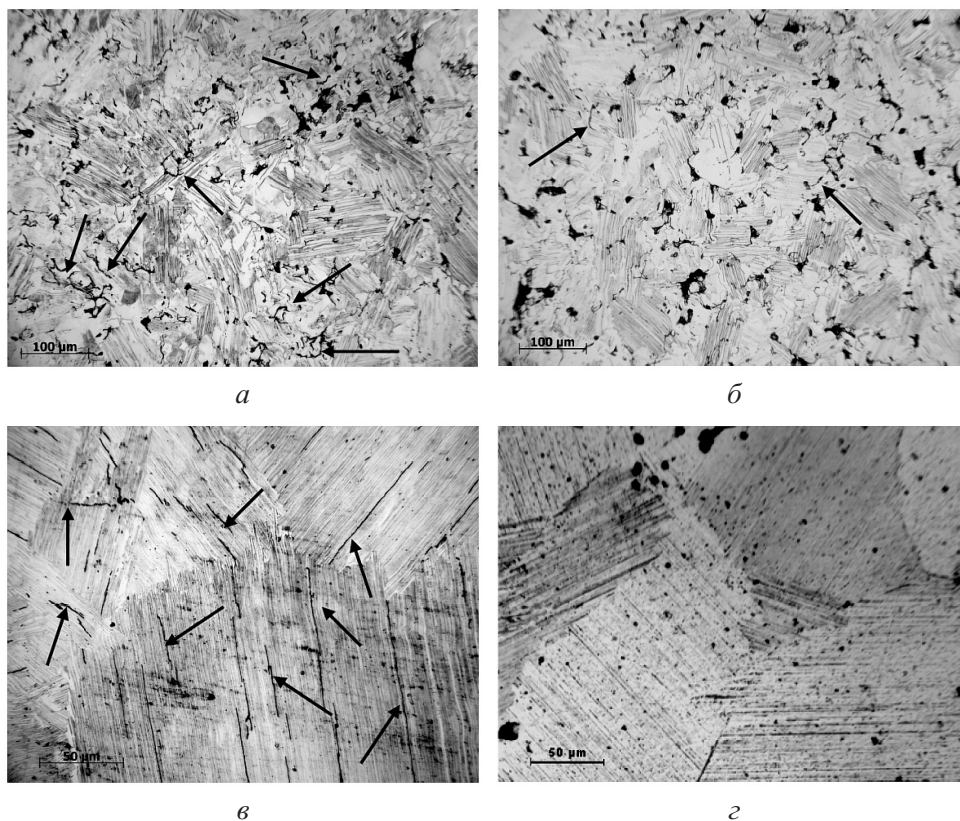


Рис. 6. Микроструктура исследованного интерметаллида Ti-48Al-2Nb-2Cr в исходном состоянии – а, в и после обработки ИЭТ – б, г. Стрелками указаны трещины.

подобных микротрещин по сравнению со структурой исходных образцов, что может быть следствием снижения растягивающих напряжений в объеме металла.

Обсуждение результатов. Выше указывалось, что один из главных недостатков интерметаллида TiAl – его повышенная хрупкость при комнатной температуре. Данные механических испытаний, проведенных при комнатной температуре, свидетельствуют о том, что обработка ИЭТ приводит к снижению хрупкости материала образцов (уменьшается микротвердость и повышается деформация до разрушения). Это может быть следствием ряда эффектов, стимулированных действием ИЭТ.

В металле под действием импульсного тока, прежде всего, происходит изменение количества пор, их распределения по размерам и морфологии. Это связано со специфическим действием импульсного тока, таким как прямое воздействие электронов проводимости на дефекты металла (электромиграция) и инициирование процессов массопереноса. По-видимому, в результате обработки в материале имеют место одновременно два процесса: аннигиляция пор малого диаметра [14] и их коалесценция (аналогичные данные были получены ранее для интерметаллида NiTi [15]). При обработке ток концентрируется на дефектах (порах), что приводит к локальному выделению тепла. Температурные градиенты повышают скорость диффузионных процессов в

материале, особенно на участках с несовершенной структурой, обладающих высокой внутренней энергией, и приводят к формированию сжимающих напряжений в местах несплошностей. Это способствует уменьшению размеров пор либо их полному исчезновению (залечиванию). Одновременно обработка ИЭТ повышает подвижность дефектов, происходит миграция мелких пор и их слияние между собой. В результате распределение пор в материале становится более однородным, а количество пор размером 75...150 мкм увеличивается. Анализ распределения пор, превышающих размеры 150 мкм, не проводился из-за малого их количества в образцах.

Однако более значимым фактором, приводящим к снижению хрупкости исследованного материала в результате обработки ИЭТ, видимо, является релаксация остаточных напряжений. Данные исследований, полученные в [16–18] и в других работах, свидетельствуют о существовании эффекта релаксации напряжений в результате действия ИЭТ, что связывают с электропластическим эффектом.

В настоящем исследовании рассматривается исходный материал, полученный в экстремальных условиях, который характеризуется высоким уровнем остаточных напряжений. Микроструктура исследуемого интерметаллида образуется вследствие диффузии атомов титана и алюминия, и система становится химически равновесной благодаря поочередному формированию γ -пластин и α_2 -фаз. Форма выделений определяется взаимозависимыми факторами: поверхностной энергией и энергией микроискажений, которые стремятся к минимуму. Ламеллярная структура имеет большую площадь межфазовых границ. Вдоль расположения пластин поверхностная энергия максимальна, между пластинами энергия упругой деформации минимальна. В результате этого соотношения параметров фаз в сформированной структуре присутствуют остаточные напряжения, величина которых зависит от скалярной плотности и определенного порядка размещения дислокаций.

На напряженное состояние материала оказывают воздействие как ограниченные дефекты [19] (вакансии, петли дислокаций), так и дефекты микроструктуры (прямолинейные дислокации, узлы внедрения, ошибки упаковки), возникшие при данном использовании метода получения материала. Дефекты первого типа приводят к смещению пиков, изменению интенсивности и их относят к искажениям первого рода. Дефекты второго типа имеют прямое отношение к искажениям второго рода, которые уравниваются в небольших объемах материала, примерно равных размеру зерна или нескольким составляющим его блокам. Исходя из результатов рентгеноструктурного анализа (рис. 5, табл. 3) выше были описаны различия на рентгенограммах, полученных для образцов в исходном состоянии и обработанных током. Большое количество дифракционных эффектов на рентгенограммах, вызванных несовершенствами кристаллической структуры материала и наличием дефектов различных типов, свидетельствует о высоком напряженном состоянии материала.

Так, снижение интенсивности линий γ -фазы обработанных образцов (рис. 5, б, в) могло вызвать суммарное влияние перераспределения ограниченных дефектов (вакансии, дислокационные петли), а также зафиксированное изменение параметров решетки. Более сложными для анализа являются про-

фили линий, где на близких углах отражения происходит наложение рефлексов нескольких фаз. Для них остается справедливым воздействие тех же факторов, что и для рефлексов одной фазы с близкими углами отражения. Однако при этом отмечается дополнительное влияние искажения различных кристаллических решеток обеих фаз относительно друг друга. Как следствие, результирующее распределение интенсивности линий и их формы для обработанных образцов приобретают вид, представленный на рис. 5,а,в.

Сужение дифракционных линий в образцах после обработки ИЭТ может быть обусловлено перераспределением искажений в тонкой структуре и снижением плотности дислокаций, что сопровождается уменьшением микронапряжений и изменением размеров БКР (рис. 7): среднее значение БКР увеличивается с 12,26 нм для материала в исходном состоянии до 14,25 нм для обработанного ИЭТ.

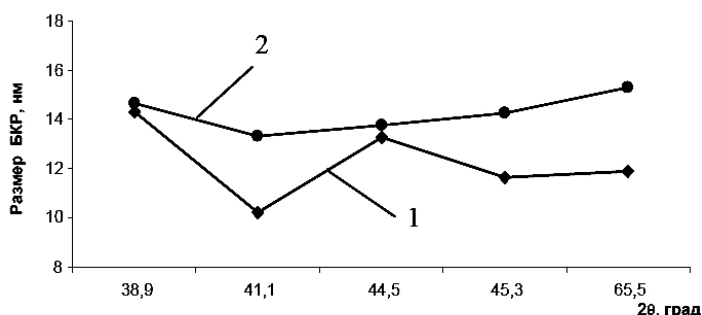


Рис. 7. Размеры БКР для образца в исходном состоянии (1) и после обработки ИЭТ (2).

Об уменьшении остаточных растягивающих напряжений исследуемого материала в результате обработки ИЭТ свидетельствуют данные анализа реакции на химический травитель: возникновение микротрещин на шлифах исходного материала и незначительное их количество на шлифах обработанного.

По-видимому, указанные выше изменения обусловлены не только электропластическим, но и термическим эффектом ИЭТ (джоулев разогрев), несмотря на его короткий промежуток действия. Из-за наличия большого количества пор в материале может происходить существенный локальный разогрев [20], вследствие чего в локальных областях протекают процессы самопроизвольного отдыха и рекристаллизации, приводящие к уменьшению искажений структуры.

Таким образом, в результате обработки ИЭТ образцов интерметаллида системы Ti-48Al-2Nb-2Cr, полученного методом СВС, снижается их хрупкость и повышается однородность (гомогенность), что может происходить за счет стимулированного током изменения тонкой структуры материала, снижения доли мелких пор в объеме и остаточных растягивающих напряжений.

Вместе с тем полученные значения прочности материала (как исходного, так и после обработки ИЭТ) 325...347 МПа ниже, чем приведенные в литературных источниках [21] для материалов этого же состава (400...800 МПа). Это может быть связано со значительной неоднородностью структуры исходного материала, а также с остаточной пористостью, которую не удалось полностью устранить при обработке образцов ИЭТ.

Авторы выражают благодарность д-ру П. Егизабалю (INASMET, Spain) за предоставленные материалы для исследований.

Резюме

Наведено результати досліджень впливу обробки імпульсним електричним струмом на міцність при згині і твердість інтерметаліду алюмінід титану, отриманого методом самопоширюваного високотемпературного синтезу. Показано, що обробка приводить до незначного підвищення міцності і пластичності інтерметаліду порівняно з вихідним станом, однак при цьому зменшується його твердість. Мікроструктурні дослідження показують, що зменшення крихкості матеріалу в результаті обробки є наслідком стимульованої струмом зміни тонкої структури матеріалу, перерозподілу пор і зниження залишкових напружень розтягу.

1. *Yamaguchi M., Inui H., and Ito K.* High-temperature structural intermetallics // *Acta Mater.* – 2000. – **48**, No. 1. – P. 307 – 322.
2. *Sauthoff G.* Multiphase intermetallic alloys for structural applications // *Intermetallics.* – 2000. – **8**, Issue 9-11. – P. 1101 – 1109.
3. *Исаев К. Б., Рогозинская А. А., Ахонин С. В. и др.* Теплофизические характеристики γ -сплава алюминид титана // *Авиаци.-косм. техника и технология.* – 2009. – № 10. – С. 128 – 131.
4. *Loria E. A.* Gamma titanium aluminides as prospective structural materials // *Intermetallics.* – 2000. – **8**, Issue 9-11. – P. 1339 – 1345.
5. *Голотвяниця В. С., Цивірко Е. І., Саєнко С. Ю., Холомєєв Г. О.* Вплив баротермічної обробки на структуру та властивості інтерметалідних γ -TiAl сплавів // *Металознавство та обробка металів.* – 2008. – № 1. – С. 30 – 34.
6. *Курзина И. А., Божко И. А., Калашников М. П. и др.* Высокоинтенсивная имплантация ионов алюминия в титан // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 2004. – **26**, № 12. – С. 1645 – 1660.
7. *Taguchi K., Ayada M., Ishihara K. N., and Shingu P. H.* Near-net shape processing of TiAl intermetallic compounds via pseudo HIP-SHS route // *Intermetallics.* – 1995. – **3**, Issue 2. – P. 91 – 98.
8. *Sohn H. Y. and Wang X.* Self-propagating high temperature synthesis (SHS) of intermetallic compounds titanium and nickel aluminides // *Mater. Manufact. Proc.* – 1994. – **2**, No. 1. – P. 75 – 87.
9. *Мержанов А. Г.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез // *Физическая химия. Современные проблемы / Под ред. Я. М. Колотыркина.* – М.: Химия, 1983. – С. 6 – 44.
10. *Степанов Г. В., Бабуцкий А. И., Мамеев И. А.* Нестационарное напряженно-деформированное состояние в длинном стержне, вызванное импульсом электрического тока высокой плотности // *Пробл. прочности.* – 2004. – № 4. – С. 60 – 67.
11. *Тейлор А.* Рентгеновская металлография. – М.: Металлургия, 1965. – 665 с.

12. *Порай-Кошиц М. А.* Основы структурного анализа химических соединений: Учеб. пособие. – 2 изд., перераб. и доп. – М.: Высш. шк., 1989. – 192 с.
13. *Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г.* Специальные стали – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
14. *Баранов Ю. В.* Физическая модель структурных изменений металлических материалов при воздействии импульсного электрического тока // Пробл. машиностроения и надежности машин. – 2000. – № 4. – С. 57 – 65.
15. *Pozdnykova A., Giuliani A., Dutkiewicz J., et al.* Analysis of porosity in NiTi SMA's changed by secondary pulse electric current treatment by means of ultra small angle scattering and micro-computed tomography // *Intermetallics*. – 2010. – **18**, Issue 5. – P. 907 – 912.
16. *Stepanov G. V., Babutskii A. I., Mameev I. A., et al.* Experimental evaluation of pulse electric current effect on residual stresses in composite-to-copper joints // *Strength Mater.* – 2008. – **40**, No. 4. – P. 452 – 457.
17. *Бабуцкий А. И., Мамеев И. А., Чирик Г. В.* Вплив обробки імпульсним електричним струмом на залишкові напруження в тонкому покритті Ti–Al–Si–Ag // *Металознавство та обробка металів*. – 2008. – № 2. – С. 54 – 57.
18. *Невский С. А., Коновалов С. В., Громов В. Е., Воробьев С. В.* Релаксация напряжений в алюминии в условиях влияния электрических потенциалов // *Физическое материаловедение: Тр. IV Междунар. школы (14–18 сен. 2009 г.)*. – Тольятти: ТГУ, 2009. – С. 79 – 80.
19. *Кривоглаз М. А.* Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. – Киев: Наук. думка, 1983. – 408 с.
20. *Беклемешев Н. Н., Корягин Н. И., Шапиро Г. С.* Влияние локально неоднородного импульсного электромагнитного поля на пластичность и прочность проводящих материалов // *Металлы*. – 1985. – № 4. – С. 184 – 187.
21. *Trinh D. and Müller M.* Aluminides. – *Functional Materials, Project Report 4N1609*. – КТН, 2002. – 30 p.

Поступила 21. 01. 2012