

Карасева Ульяна Павловна



Выпускная квалификационная работа

*Механические и функциональные свойства при сжатии образцов сплава
TiNi, полученных методом WAAM*

Уровень образования: бакалавриат

Направление *01.03.03 «Механика и математическое моделирование»*

Основная образовательная программа *СВ.5008.2017 «Механика и
математическое моделирование»*

Профиль «Механика твердого деформируемого тела»

Научный руководитель:

Проф. кафедры общей математики и информатики,
д.ф.-м.н. Реснина Н.Н.

Рецензент:

старший научный сотрудник кафедры теории упругости СПбГУ,
к.ф.-м.н. Сибирев А. В.

SAINT-PETERSBURG STATE UNIVERSITY

Karaseva Uliana Pavlovna

Final qualifying work

*Mechanical and functional properties under compression of TiNi alloy samples
produced by WAAM*

Level of education: bachelor

Field of education *01.03.03 «Mechanics and mathematical modeling»*

Main educational program *CB.5008.2017 «Mechanics and mathematical
modeling»*

Area of specialization «Mechanics of deformable solid body»

Scientific supervisor:

Professor of the Department of General Mathematics and Informatics,
Doctor of Physics and Mathematics Natalia Resnina

Reviewer: Senior Researcher of Department of Elasticity Theory,
Candidate of Physics and Mathematics Alexey Sibirev

Saint Petersburg

Оглавление

Введение	4
Глава 1. Обзор литературы	5
1.1 Термоупругие мартенситные превращения сплавов на основе TiNi	5
1.2 Функциональные свойства сплавов на основе TiNi	8
1.2.1 Механизмы деформирования сплавов с памятью формы	8
1.2.2 Эффекты памяти формы	9
1.3 Аддитивные технологии	11
1.4 Функциональные свойства сплава TiNi, полученного методом WAAM	14
Глава 2. Цели и методы исследования	19
2.1. Цели работы	19
2.2 Объекты и методы исследования	21
Глава 3. Результаты экспериментальных исследований	24
3.1 Механические и функциональные свойства при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM	24
3.2 Влияние термообработки на механическое поведение и функциональные свойства при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM	33
3.3 Влияние подложки и напряжения дуги на механическое поведение и функциональные свойства при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM	39
Заключение	42
Список использованной литературы	44

Введение

Применение аддитивных технологий для изготовления изделий из сплавов с памятью формы на основе TiNi является очень актуальным, поскольку эти материалы широко используются в различных отраслях техники, однако они плохо механически обрабатываются, поэтому изготовление деталей сложной формы является трудоемким процессом. Однако, структура образцов, полученных аддитивными технологиями, отличается от структуры сплава, полученного традиционными методами. Это крайне важно для сплавов с памятью формы, поскольку их структура влияет на функциональное поведение. Поэтому большое внимание уделяется исследованию эффектов памяти формы в сплавах TiNi, полученных аддитивными технологиями.

К настоящему времени хорошо изучены функциональные свойства сплавов на основе TiNi, полученных порошковыми аддитивными технологиями. Однако этим способом неэффективно синтезировать крупногабаритные детали. Для этих целей подходит метод wire arc additive manufacturing (методом послойной электродуговой наплавки), в котором в качестве расходуемого электрода используется проволока из сплава TiNi, а источником энергии служит электрическая дуга. Уже существуют несколько работ, в которых изучали поведение сплавов TiNi, синтезированных этим методом, однако основные усилия в этих работах были направлены на исследование структуры, мартенситных переходов и эффекта сверхупругости. Вместе с тем другие эффекты памяти формы исследованы не были, однако они крайне важны для применения этих сплавов. В связи с этим темой работы явилось изучение функционального поведения при сжатии образцов сплава TiNi, полученных методом WAAM.

Глава 1. Обзор литературы

1.1 Термоупругие мартенситные превращения сплавов на основе TiNi

Ключевой характеристикой уникальных физических явлений, которые демонстрируют сплавы на основе TiNi с памятью формы, являются термоупругие мартенситные превращения. Мартенситные превращения представляют собой бездиффузионные превращения в твердом теле, которые реализуются посредством деформации сдвига на основе кооперативного движения атомов, то есть упорядоченного движения большой совокупности атомов, в результате которого наследуется химический состав, ближний и дальний порядок исходной фазы. Переход из аустенита в мартенсит называется прямым мартенситным превращением, а переход из мартенсита в аустенит – обратным [1].

При термоупругом превращении кристаллы мартенсита появляются в аустенитной матрице при охлаждении или под нагрузкой, и продолжают расти при дальнейшем понижении температуры или повышении напряжения. Обратный процесс происходит при увеличении температуры или разгрузке: кристаллы мартенсита уменьшаются и исчезают. Для того чтобы при охлаждении реализовался прямой переход необходимо, чтобы изменение химической свободной энергии (свободной энергии Гиббса), зависящей от температуры и химического состава, стало больше изменения нехимической свободной энергии, зависящей от деформации, энергии поверхности раздела и других факторов. Прямое превращение начнется при температуре M_n , более низкой, чем T_0 , а обратное превращение начинается при температуре A_n , более высокой, чем T_0 (T_0 – это температура термодинамического равновесия, при которой энергии Гиббса обеих фаз равны, как показано на рисунке 1) [1]. Между прямым и обратным мартенситным превращением обычно

наблюдается температурный гистерезис, который определяется как: $H = A_c - M_n$

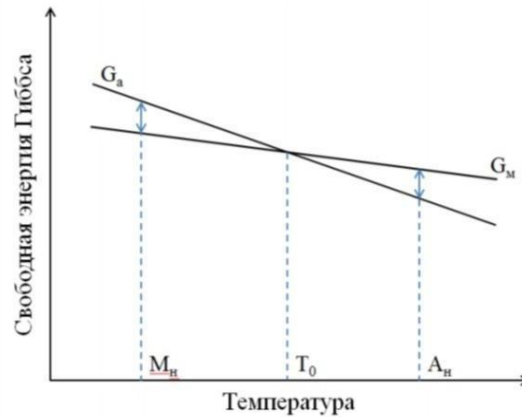


Рисунок 1 - Зависимость свободной энергии Гиббса от температуры [1].

В сплавах на основе TiNi аустенитная фаза – это кубическая B2 фаза, упорядоченная по типу CsCl, а в мартенситном состоянии сплав может находиться сразу в нескольких фазах: моноклинной B19' фазе, ромбоэдрической R фазе, структура которых показана на рисунке 2. В эквиатомном сплаве TiNi обычно протекает переход $B2 \leftrightarrow B19'$ переход с большим гистерезисом (30 – 50 °C) и большой сдвиговой деформацией (~10 %). Переход $B2 \rightarrow R$ наблюдается в сплавах с избытком никеля, упрочненных частицами фазы Ti_3Ni_4 , или в эквиатомном сплаве TiNi с высокой плотностью дефектов. Гистерезис этого перехода узкий (3 – 5 °C), а сдвиговая деформация не более 1,5 % [2].

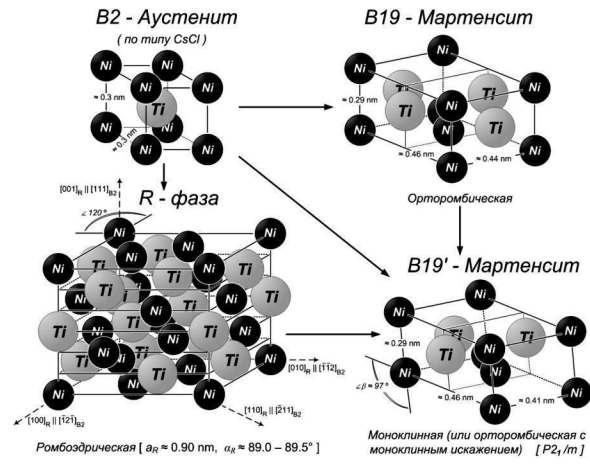


Рисунок 2 - Структуры аустенитной и мартенситных фаз в сплаве TiNi [3]

1.2 Функциональные свойства сплавов на основе TiNi

1.2.1 Механизмы деформирования сплавов с памятью формы

В твердых телах выделяют два вида деформации: упругую и пластическую. Упругая деформация реализуется под действием нагрузки, при которой атомы смещаются на расстояния меньше межатомных. При снятии нагрузки упругая деформация полностью восстанавливается. Пластическая деформация остается в материале и после снятия внешних сил, и она реализуется несколькими способами: скольжения дислокаций, зернограничного проскальзывания или механического двойникования [4]. В материалах с памятью формы двойникование — это основной механизм деформирования в мартенситном состоянии. Механическое двойникование реализуется как сдвиг, в процессе которого одна часть кристалла оказывается в симметричном положении относительно другой, и происходит изменение ориентации кристалла [5].

В аустенитном состоянии основным механизмом деформации является дислокационное скольжение. Однако при определенных условиях может появиться еще один механизм – деформирование за счет реализации прямого мартенситного перехода. Поскольку напряжение повышает температуры мартенситных превращений, то под нагрузкой в аустенитном состоянии температура M_n может стать равной температуре деформирования. Это приведет к появлению кристаллов мартенсита, в которых сдвиг будет сонаправлен с нагрузкой. В сплаве накопится деформация, и, как только температура M_k станет равной температуре деформирования, прямой переход закончится, и дальше деформирование будет происходить за счет упругой и пластической деформации мартенситной фазы. При разгрузке накопленная деформация либо может остаться в материале и быть восстановленной только за счет нагрева, либо вернется, частично или полностью [1].

1.2.2 Эффекты памяти формы

Сплавы на основе TiNi обладают уникальными свойствами, к которым относятся:

- Эффект памяти формы (ЭПФ) - способность материала частично или полностью возвращать предварительно заданные деформации при нагреве через температурный интервал обратного превращения.
- Эффект псевдоупругости - способность материала восстанавливать неупругую деформацию при разгрузке.
- Эффект обратимой памяти формы (ЭОПФ) - способность сплава самопроизвольно деформироваться при охлаждении и нагреве через температурный интервал прямых и обратных мартенситных превращений.
- Изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянной нагрузкой [5, 6, 7].

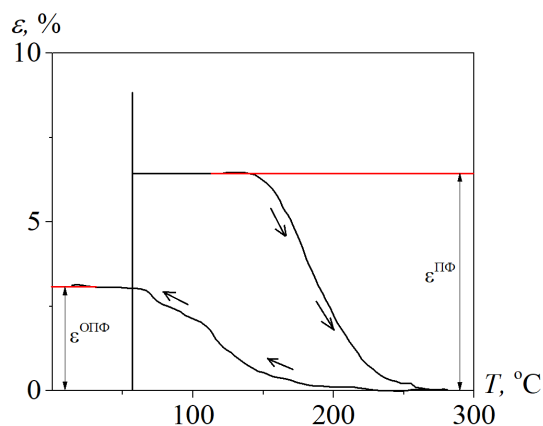


Рисунок 3 - Схема реализации эффекта памяти формы и эффекта обратимой памяти формы при нагревании и охлаждении предварительно деформированного образца

На рисунке 3 представлена схема реализации эффекта памяти формы и эффекта обратимой памяти формы при нагревании и последующем охлаждении образца, предварительно деформированного в мартенситном состоянии. Видно, что при нагревании деформация восстанавливается, а при

охлаждении – увеличивается. Деформация, вернувшаяся при нагреве, называется величиной эффекта памяти формы, а деформация, накопленная при охлаждении, - величиной эффекта обратимой памяти формы.

На рисунке 4 представлена диаграмма деформирования, иллюстрирующая эффект псевдоупругости. На участке неупругой деформации при нагрузке происходит превращение из аустенитной фазы в мартенситную. Полученный мартенсит термодинамически неустойчив и при снятии нагрузки превращается обратно в аустенитную фазу, что приводит к восстановлению деформации.

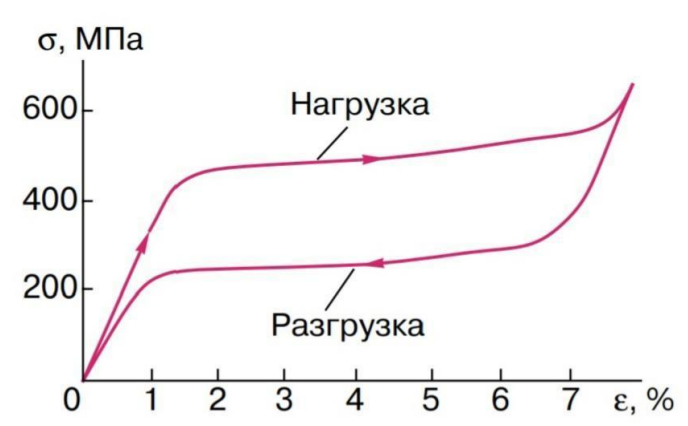


Рисунок 4 - Диаграмма деформирования, иллюстрирующая эффект псевдоупругости [5]

ЭПФ, ЭОПФ и эффект псевдоупругости зависят от параметров мартенситных превращений, реализующихся в материале. Температуры и температурные интервалы мартенситных переходов определяют температуры проявления эффектов, а последовательность мартенситных переходов – величину этих эффектов. Изменяя химический состав сплава и его структуру, можно контролировать параметры мартенситных переходов, а, следовательно, и эффекты памяти формы.

1.3 Аддитивные технологии

Аддитивные технологии (АМ) сегодня одно из наиболее динамично развивающихся направлений производства деталей. По технологическому принципу эти технологии разделяют на два типа [8]:

- Порошковый синтез (Bed Deposition)

При использовании данной технологии сначала формируют слой, например, насыпают на поверхность рабочей платформы дозу порошкового материала и разравнивают порошок с помощью ролика или «ножа», формируя ровный слой материала определенной толщины. Затем выборочно (селективно) обрабатывают порошок в сформированном слое лазером или иным способом, скрепляя частички порошка (сплавляя или склеивая) в соответствии с текущим сечением исходной модели [8].

- Прямо осаждение (Direct Deposition)

В отличие от первого типа, здесь не формируется слой материала на поверхности («bed») платформы, а материал подается в место подвода энергии, где идет процесс формирования детали [8].

Методы, использующие в качестве расходного материала порошок, в настоящее время имеют более широкое распространение по сравнению с методами, использующими проволоку. Это связано с возможностью производить изделия с высокой геометрической точностью. Однако производительность порошковых методов очень низкая, а необходимость защитной камеры и особой транспортировки и хранения металлических порошков вызывает определенные сложности в применении порошковых методов [9].

Использование в качестве расходного материала проволоки позволяет достичь 100%-ной эффективности используемого материала и большей массовой производительности. Для синтезирования образцов из

сплава TiNi этот метод является более экономически выгодным, потому что проволока из никелида титана дешевле порошка и необходимое количество проволоки равно количеству изготавливаемой детали, тогда как в порошковых методах количество порошка должно в несколько раз превышать объем изготавливаемой детали.

Методы АТ, использующие проволоку, можно разделить в зависимости от источника концентрированной энергии на лазерные, электро-лучевые и электродуговые. По сравнению с лазерной и электро-лучевой наплавкой, электродуговая наплавка обладает значительной энергоэффективностью [9].

В связи с вышесказанным, особый интерес представляет использование метода WAAM (wire arc additive manufacturing - послойной электродуговой наплавки) для производства объектов сложной формы из никелида титана. WAAM представляет собой разновидность технологии прямого осаждения, в котором проволока выступает в качестве расходного электрода, а электрическая дуга - в качестве источника тепла. Проволока в расплавленном состоянии выдавливается на подложку, что приводит к формированию слоя металлического материала. Затем процесс повторяется слой за слоем, пока металлическая деталь не будет готова.

К преимуществам WAAM можно отнести следующее:

- Метод подходит для изготовления крупногабаритных деталей;
- Он дешевле из-за использования проволоки;
- Не требуется специальное защитное оборудование, как при работе с порошком;
- Детали отличаются высокой плотностью и прочными механическими свойствами, сравнимыми с деталями, изготовленными с использованием традиционных методов производства.

К недостаткам данного метода относятся:

- Необходимость в создании инертной атмосферы при использовании определенных материалов;
- Поверхность полученных деталей необходимо дополнительно подвергать механической обработке [8, 9].

1.4 Функциональные свойства сплава TiNi, полученного методом WAAM

Сплавы на основе TiNi получали методом WAAM и исследовали их структуру и свойства в работах [10-15]. Впервые сплав TiNi получили методом WAAM в работе [10]. Результаты исследования показали, что температуры мартенситных превращений снижаются с ростом высоты осаждения, что указывает на неоднородность содержания никеля в фазе TiNi по высоте образца. Это хорошо согласуется с данными работы [15], где было показано, что с ростом номера слоя сплава TiNi, концентрация никеля увеличивается с 48 до 51,3 ат. %.

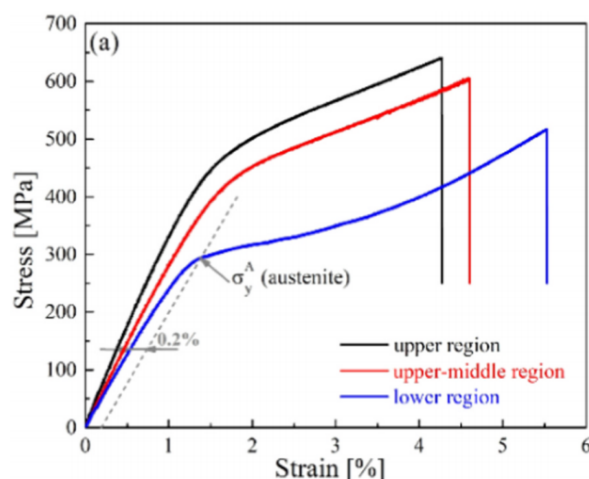


Рисунок 5 - Диаграммы деформирования, полученные при растяжении образцов, вырезанных из разных областей сплава TiNi, полученного методом WAAM [10]

В работе [10] исследовали механическое поведение образцов, вырезанных из различных частей синтезированного образца (рис. 5). Полученные результаты показали, что модуль Юнга и предел текучести возрастают от нижнего к верхнему слою. Разрушение происходит при напряжениях, растущих с увеличением высоты осаждения. Эти изменения можно объяснить тем, что, во-первых, мартенситное превращение, вызванное

напряжением, может происходить легче, когда температура M_n приближается к температуре окружающей среды, что наблюдается при уменьшении концентрации никеля. При формировании вторичных частиц фазы Ni_4Ti_3 содержание Ni в матрице $TiNi$ уменьшается, что приводит к увеличению M_n и дальнейшему снижению твердости. Неравномерное распределение вторичных фаз Ni_4Ti_3 , Ni_3Ti_2 и Ni_3Ti может приводить к изменению содержания Ni в матрице, что приводит к изменению твердости. Кроме этого, по сравнению с частицами Ni_3Ti фазы, частицы фаз Ni_4Ti_3 и Ni_3Ti_2 обеспечивают большее упрочнение, однако сильно охрупчивают сплав, что приводит к низкой пластичности.

В работе [11] были проведены циклические испытания образцов сплава $TiNi$, полученных методом WAAM и полученные диаграммы деформирования представлены на рисунке 6. Видно, что образцы демонстрируют хорошие сверхупругие свойства (рис. 6), а пластическая деформация увеличивается и стабилизируется после 7 циклов, как показано на рисунке 7.

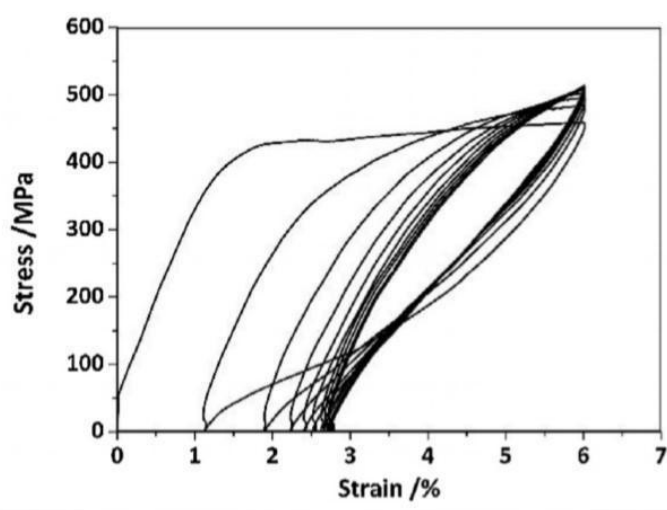


Рисунок 6 - Диаграммы деформирования при многоцикловогой нагрузке/разгрузке сплава $TiNi$, полученного методом WAAM [11]

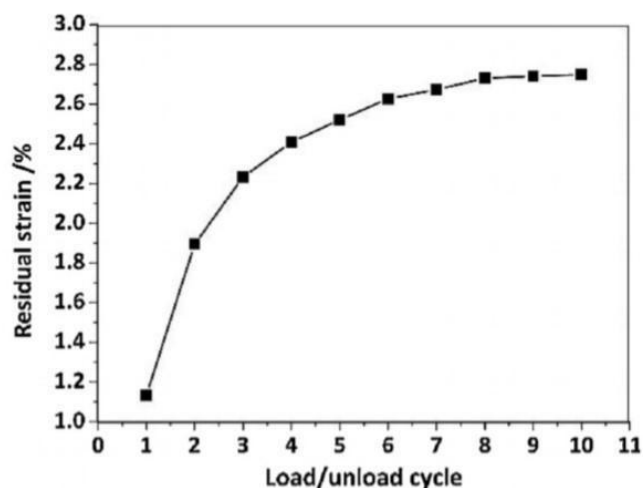


Рисунок 7 - Зависимость суммарной остаточной деформации от номера цикла, полученная в сплаве TiNi, синтезированном методом WAAM [11]

В работах [12, 13] исследовали влияние тока осаждения на механические свойства сплавов TiNi, полученных методом WAAM. Результаты показали, что температуры мартенситных превращений растут с увеличением тока осаждения, а предел прочности и относительное удлинение снижаются. В работе [12, 13] показано, что за счет увеличения тока осаждения удалось улучшить псевдоупругое поведение сплава. Это было связано с уменьшением объема границ зерен, вызванным укрупнением зерен и увеличением размеров частиц фазы Ni₄Ti₃. Кроме этого, в работе [13] исследовали изменение диаграмм деформирования при циклическом деформировании в режиме «растяжение до 700 МПа-разгрузка». Установили, что в начальном цикле после разгрузки в сплаве наблюдается большая остаточная деформация и не проявляется эффект сверхупругости (рис. 8). В следующих циклах наблюдаются квазилинейная сверхупругость с узким гистерезисом, что связывают с непрерывным мартенситным превращением, наведенным напряжением.

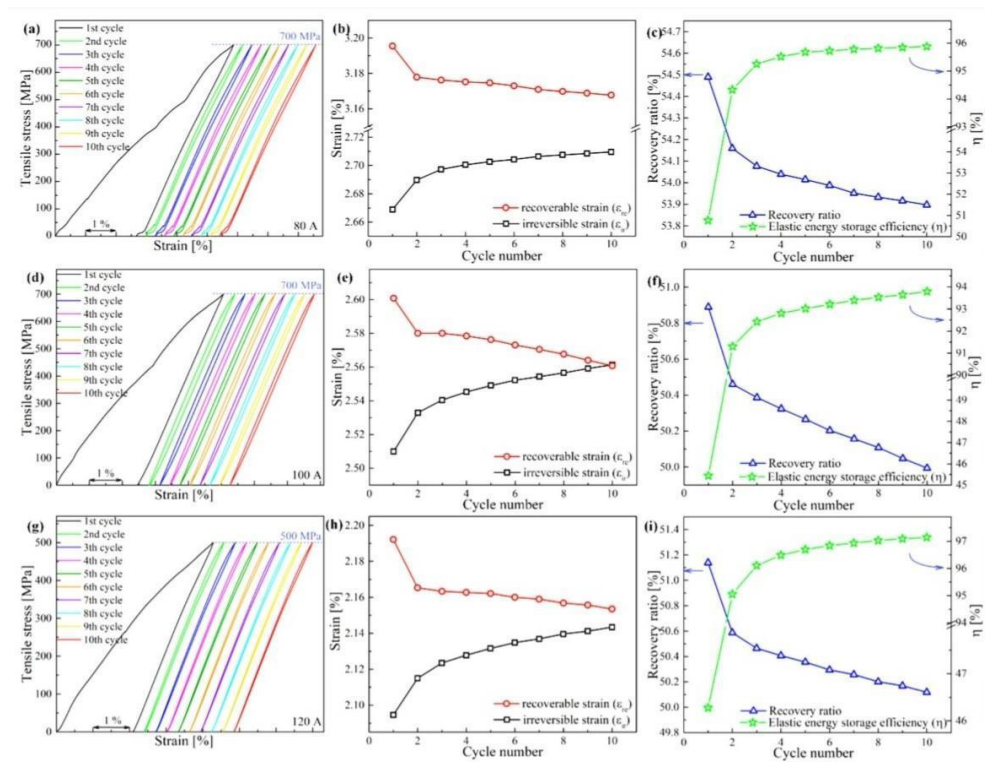


Рисунок 8 - Диаграммы деформирования при растяжении сплавов TiNi с избытком никеля, полученных с различными токами осаждения (a, d, g). Зависимости обратимой деформации ϵ_{re} , необратимой деформации ϵ_{ir} , коэффициента восстановления и эффективности накопления упругой энергии η от номера цикла. Ток осаждения 80 А (a-c); 100 А (d-f); 120 А (g-i). Температура деформирования 27 °С [13].

В работе [14] сравнивали механические характеристики образцов, синтезированных при различных температурах нагрева подложки. Полученные результаты показали, что предел текучести, предел прочности и пластичность снижаются при увеличении температуры подложки. Более низкая температура M_n , более мелкий размер зерна В2 фазы и частиц фазы Ni_4Ti_3 в образце при 150 °С были ключевыми причинами лучших механических свойств по сравнению с образцами, изготовленными с более высокими температурами подложки. Результаты испытаний на растяжение при циклическом нагружении-разгрузке такие же, как в работе [13].

В работах [11, 14, 15] исследовали механизмы деформирования образцов TiNi, изготовленных методом WAAM из сплава, обогащенного никелем. Полученные результаты показали, что образец деформируется в разных слоях по разным механизмам, (рис. 9), что указывает на неоднородность концентрации никеля в фазе TiNi по слоям [15]. Эта неоднородность связана с тем, на какую подложку осаждали образец. В работе [15] расплавленная титановая подложка меняет химический состав образца в первых слоях, что приводит к неоднородности распределения никеля по слоям. А в работе [11] материал подложки (TiNi) незначительно влияет на структуру образца, полученного методом WAAM.

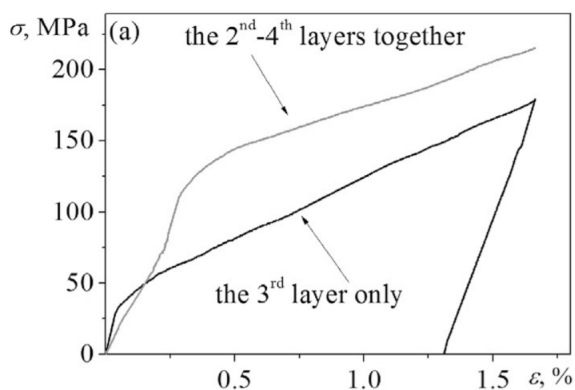


Рисунок 9 - Диаграммы деформирования, полученные при растяжении образцов WAAM до 1,66%, где деформация измерялась во 2-м и 4 слоях вместе и в 3-м слое (a) [15]

Таким образом, анализ полученных данных показывает, что в образцах сплава TiNi, полученных методом WAAM, исследована только псевдоупругость. Вместе с тем другие эффекты памяти формы не изучены. Кроме этого, эти данные были получены в режиме растяжения, вместе с тем известно, что в сплавах с памятью формы наблюдается асимметрия функциональных свойств в режимах растяжения и сжатия.

Глава 2. Цели и методы исследования

2.1. Цели работы

Анализ данных литературы показал, что сплавы на основе TiNi получают методом WAAM и к настоящему моменту хорошо исследованы их структура и мартенситные переходы [10-15]. Однако функциональные свойства изучены крайне слабо. В работах [11-13] исследовано псевдоупругое поведение при растяжении и показано, что максимальная обратимая деформация составляет 3 - 3,5 %, что в три раза ниже, чем в сплавах на основе TiNi, полученных традиционными способами. Установлено, что изменение параметров WAAM-синтеза (температуры подогрева подложки, тока дуги) влияют на механические свойства сплава, такие как прочность и модуль Юнга, однако их влияние на функциональные свойства не установлено. Кроме этого, все исследования проводили в режиме растяжения, тогда как хорошо известно, что в сплавах на основе TiNi наблюдается асимметрия свойств при растяжении и сжатии, поэтому поведение образцов сплава TiNi, синтезированных WAAM, при сжатии может существенно отличаться от того, что наблюдали в работах [11-13] при растяжении.

Таким образом, на основании обзора литературы можно заключить, что функциональное поведение образцов сплава TiNi, полученных методом WAAM, практически не изучено, однако это является крайне важным для использования этих сплавов и определения границ применимости образцов, полученных аддитивными технологиями. В связи с этим целью работы явилось исследование функционального поведения при сжатии образцов сплава TiNi, синтезированных методом WAAM. Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Исследовать в режиме сжатия эффекты памяти формы, обратимой памяти формы, псевдоупругости, изменение обратимой деформации при

охлаждении и нагревании под напряжением в образцах сплава TiNi, синтезированных методом WAAM.

2. Исследовать влияние термообработки на функциональное поведение образцов сплава TiNi, синтезированных методом WAAM.

3. Исследовать влияние параметров WAAM (материала подложки и напряжения дуги) на функциональное поведение образцов сплава TiNi.

2.2 Объекты и методы исследования

В качестве объектов исследования использовали трехслойные образцы, синтезированные из проволоки $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$, диаметром 1.2 мм, методом WAAM. Синтез проводили коллеги из Индии на титановой подложке в защитной атмосфере аргона (рис. 10). Образцы для сжатия размером 2.5x2.5x5 мм вырезали вдоль направления роста слоев методом электроэрозионной резки. Образцы были подвергнуты различной термообработке: закалке при 850 °C 10 мин., отжигу при 450 °C в течение 10 часов и отжигу при 500 °C в течение 2, 5 и 10 часов. Испытания проводили в испытательной машине Lloyd 30K Plus. Метки наносили на прокладки из закаленного железа, которые помещали между реверсной рамкой и образцом с двух сторон. Видеоэкстензометр размещали таким образом, чтобы на образец не падали тени.

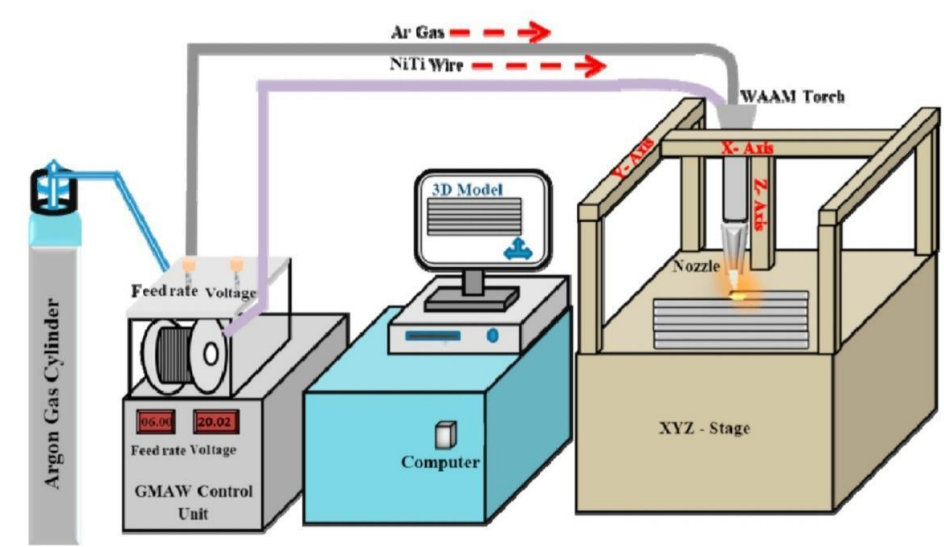


Рисунок 10 - Схема метода WAAM [15]

Поскольку функциональное поведение сплавов с памятью формы определяется мартенситными превращениями, температуры и последовательность переходов были исследованы в образцах с различной

термообработкой с помощью дифференциального сканирующего калориметра. Температуры переходов измерили по калориметрическим кривым методом касательных.

Результаты показали, что в образцах, отожженных при температурах 450 и 500 °С, в первом слое происходит $B2 \leftrightarrow B19'$ превращение, тогда как в других слоях прямое превращение происходит через образование R фазы. Таким образом, при охлаждении происходят превращения $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$, а при нагревании - переход $B19' \rightarrow B2$ (Таблицы 1, 2). В закаленном образце во всех слоях реализуется только $B2 \leftrightarrow B19'$ переход (Таблица 2).

Таблица 1. Температуры мартенситных превращений в различных слоях образца, отожженного при 450 °С в течение 10 часов.

Слой	Последовательности и температуры мартенситных превращений	
	Охлаждение	Нагревание
1	$B2 \rightarrow B19'$: $M_s = 79$ °С; $M_f = 48$ °С	$B19' \rightarrow B2$: $A_s = 74$ °С; $A_f = 107$ °С
2	$B2 \rightarrow R$: $R_s = 39$ °С; $R_f = 30$ °С $R \rightarrow B19'$: $M_s = 4$ °С; $M_f = -8$ °С	$B19' \rightarrow B2$: $A_s = 40$ °С; $A_f = 48$ °С
3	$B2 \rightarrow R$: $R_s = 39$ °С; $R_f = 27$ °С $R \rightarrow B19'$: $M_s = 8$ °С; $M_f = -12$ °С	$B19' \rightarrow B2$: $A_s = 38$ °С; $A_f = 51$ °С

Таблица 2. Температуры мартенситных превращений во втором и третьем слоях образцов, подвергнутых различной термообработке.

Температура перехода	Термообработка			
	Закалка	500 °С 2 часа	500 °С 5 часов	500 °С 10 часов
M_s	-2	4	9	-
M_f	-18	-10	-9	-13
R_s	-	17	23	12,5
R_f	-	10	-	-

A _s	4	26	18	25
A _f	32	40	42	38

Механическое поведение синтезированных образцов изучали в процессе деформирования при различных температурах от 25 до 100 °С, при которых слои находились в различном структурном состоянии. Для этого образцы деформировали до напряжений 400-600 МПа с промежуточными разгрузками. После этого образцы нагревали, чтобы исследовать восстановление деформации.

Эффект памяти формы, эффект обратимой памяти формы после предварительного деформирования в мартенситном состоянии изучали по следующей схеме: образцы сжимали до 500 МПа и разгружали, при температуре, при которой все слои сплава находились в мартенситном состоянии. После разгрузки образцы нагревали и охлаждали для исследования изменения деформации в свободном состоянии (при нулевом напряжении).

Для исследования изменения обратимой деформации при охлаждении и нагревании под постоянным напряжением. Образцы нагревали до 150 °С, при которой все слои находились в аустенитном состоянии, нагружали до различных значений напряжения от 50 до 450 МПа и охлаждали и нагревали под постоянной этой нагрузкой.

Дополнительно были проведены эксперименты по исследованию механического поведения и функциональных свойств трехслойных образцов, которые были получены при наплавке на титановую или железную подложку при различном напряжении дуги -16.5, 17, 17.5 В. Для этого использовали методики, описанные выше.

Глава 3. Результаты экспериментальных исследований

3.1 Механические и функциональные свойства при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM

На рисунке 11 представлена зависимость напряжения от деформации, полученная при температуре 25°C, при сжатии с промежуточными разгрузками образца, отожженного при температуре 450°C в течение 10 часов. Видно, что до напряжения 100 МПа деформация меняется линейно с напряжением. Однако, изменение напряжения при разгрузке не совпадает с $\sigma(\epsilon)$ при первой нагрузке. Это говорит о том, что уже при нагружении до 100 МПа образец деформируется неупруго. При увеличении напряжения образец деформируется с возрастающим коэффициентом упрочнения, в материале накапливается остаточная деформация.

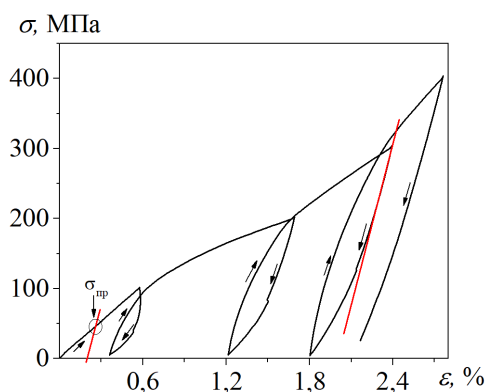


Рисунок 11 - Зависимость напряжения от деформации, полученная при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM. Температура деформирования 25 °C

По диаграмме деформирования определяли напряжение площадки следующим образом: проводили касательную к линейному участку разгрузки (красная линия на рис. 11), делали параллельный перенос этой линии по оси деформации на 0,2% и находили пересечение с графиком $\sigma(\epsilon)$. Это

напряжение обозначили $\sigma_{пр}$. Аналогичные эксперименты были проведены и при других температурах деформирования и определены величины $\sigma_{пр}$ для каждой из температур деформирования.

Зависимость $\sigma_{пр}$ от температуры деформирования представлена на рисунке 12. Видно, что эта зависимость нелинейная, что обусловлено тем, что при различных температурах в сплаве инициируются различные механизмы деформирования. При температурах выше M_n и ниже M_d деформация происходила за счет наведения мартенсита. В этом случае, при возрастании температуры деформирования растет и $\sigma_{пр}$. При температуре деформирования значительно большей A_k деформация происходит за счет дислокационного скольжения, а увеличение температуры деформирования вызывает уменьшение $\sigma_{пр}$. Таким образом, можно определить, что наведение мартенсита при нагрузке происходит, если температура деформирования принадлежит температурному интервалу 25 – 78 °С. Однако, ни при одной из температур испытаний, псевдоупругого восстановления не было обнаружено. Это указывает на то, что мартенсит, наведенный напряжением, остается термодинамически стабильным и не исчезает при разгрузке. Таким образом, можно заключить, что образец сплава TiNi, полученный методом WAAM и отожженный 10 часов при 450 °С, не проявляет эффект псевдоупругости.

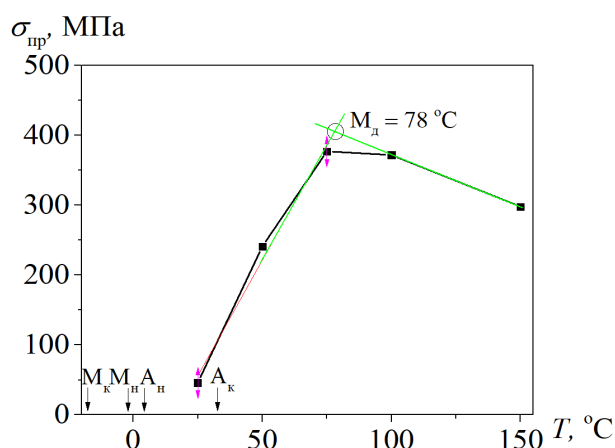


Рисунок 12 - Зависимость $\sigma_{пр}$ от температуры деформирования в трехслойном образце сплава TiNi, полученного методом WAAM

На рисунке 13 представлено изменение деформации при охлаждении и нагревании образца сплава TiNi под сжимающей нагрузкой 400 МПа. Видно, что при охлаждении накапливается деформация равная 2,8 %, а при последующем нагреве она возвращается не полностью и наблюдается недовозврат равный 0.2 %.

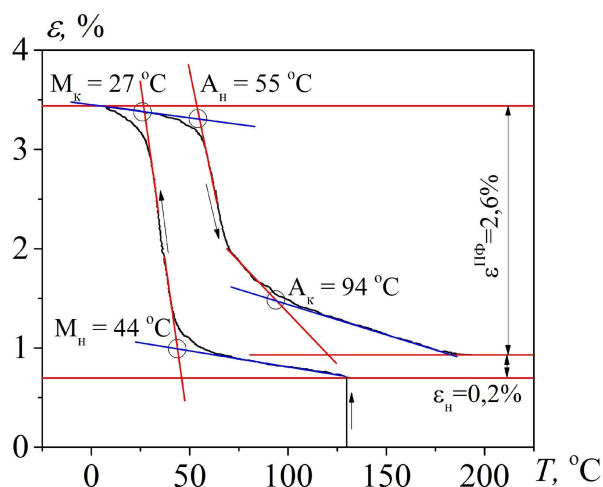


Рисунок 13 - Зависимость деформации от температуры, полученная при охлаждении и нагревании под сжимающим напряжением 400 МПа

Аналогичные экспериментальные зависимости $\varepsilon(T)$ были получены при охлаждении и нагревании под сжимающими напряжениями 50 – 450 МПа. По зависимостям $\varepsilon(T)$ определяли величину эффекта памяти формы ($\varepsilon^{ПФ}$), необратимую деформацию (ε_n) и температуры мартенситных превращений так, как показано на рисунке 13. На рисунке 14 представлены зависимости этих параметров от напряжения, которое действовало при охлаждении и нагревании. Видно, что обратимая деформация ($\varepsilon^{ПФ}$) увеличивается с ростом напряжения и достигает насыщения 2,5 % при напряжении 400 МПа - (рис.

14а). Необратимая деформация практически не меняется с ростом напряжения. Температуры мартенситных превращений увеличиваются с ростом нагрузки. Температуры M_k и A_k растут быстрее после 100 МПа и достигают своего максимального значения при 450 МПа и 400 МПа, соответственно. Температура M_n не меняется с ростом напряжения до 350 МПа и достигает наибольшего значения при 450 МПа. Температура A_n начинает расти при 150 МПа и достигает своего максимального значения при 350 МПа. (рис. 14б). Таким образом, можно заключить, что образец сплава TiNi, полученный методом WAAM и отожженный 10 часов при 450 °С, демонстрирует обратимое изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянным напряжением, однако максимальная величина обратимой деформации составляет 2.5 %, что в 3 раза меньше, чем в сплаве TiNi, полученном традиционными способами.

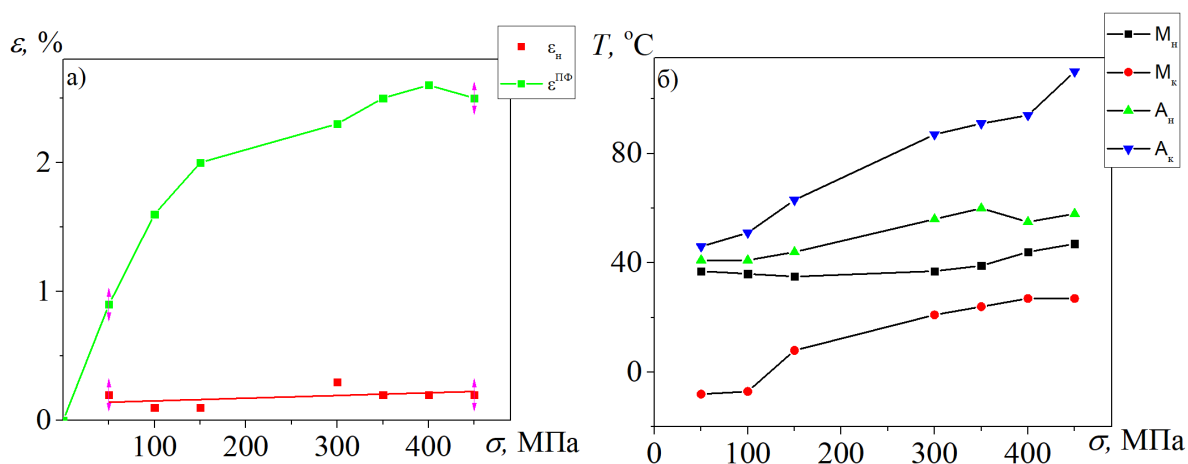


Рисунок 14 - Зависимость обратимой деформации и необратимой деформации (а) и температур мартенситных превращений (б) от напряжения

На рисунке 15 представлена зависимость деформации от температуры, полученная при нагревании, охлаждении и нагревании образца, предварительно сжатого в мартенситном состоянии до деформации 2.2 %.

Видно, что при первом нагреве остаточная деформация возвращается полностью. При охлаждении проявляется эффект обратимой памяти формы и при втором нагреве деформация возвращается.

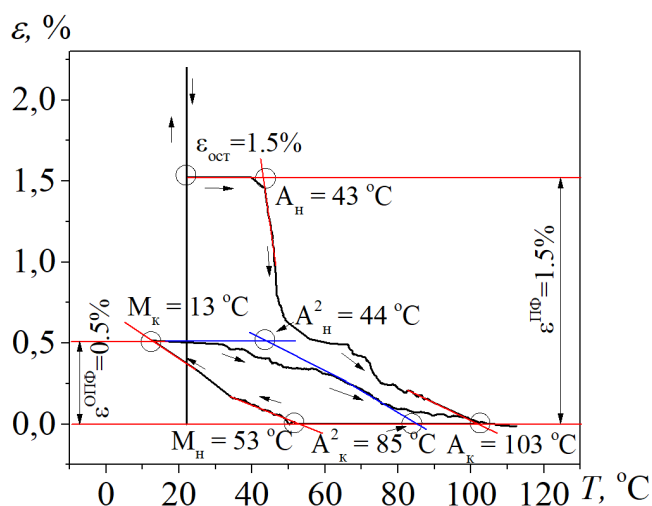


Рисунок 15 - Зависимость деформации от температуры, реализация эффекта памяти формы и обратимого эффекта памяти формы в образце, предварительно сжатом до 2.2 % в мартенситном состоянии.

Аналогичные зависимости $\varepsilon(T)$ были получены в образцах, подвергнутых предварительному сжатию до различных деформаций. По зависимости $\varepsilon(T)$ были определены величины эффекта памяти формы ($\varepsilon^{ПФ}$) и эффекта обратимой памяти формы ($\varepsilon^{ОПФ}$), и температуры мартенситных превращений, так, как показано на рис. 15, где A_H и A_K - это температуры начала и конца обратного превращения при первом нагреве, а A_H^2 и A_K^2 - температуры начала и конца обратного превращения при втором нагреве после предварительного охлаждения. Зависимости данных параметров от величины остаточной деформации показаны на рисунках 16 и 17. Видно, что с ростом остаточной деформации, величина эффекта памяти формы возрастает линейно до 3,5 %, а величина эффекта обратимой памяти формы увеличивается до насыщения, величина которого составляет 1% (рис. 16).

При увеличении остаточной деформации температуры A_K и A_H меняются незначительно, температуры M_H и M_K увеличиваются, а температуры A_H^2 и A_K^2 уменьшаются при росте остаточной деформации (рис.17).

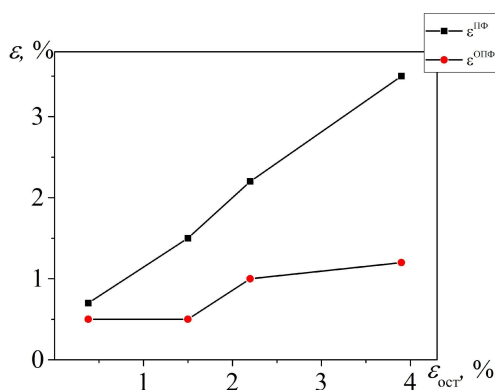


Рисунок 16 - Зависимость величин эффекта памяти формы и обратимого эффекта памяти формы от остаточной деформации, заданной в мартенситном состоянии.

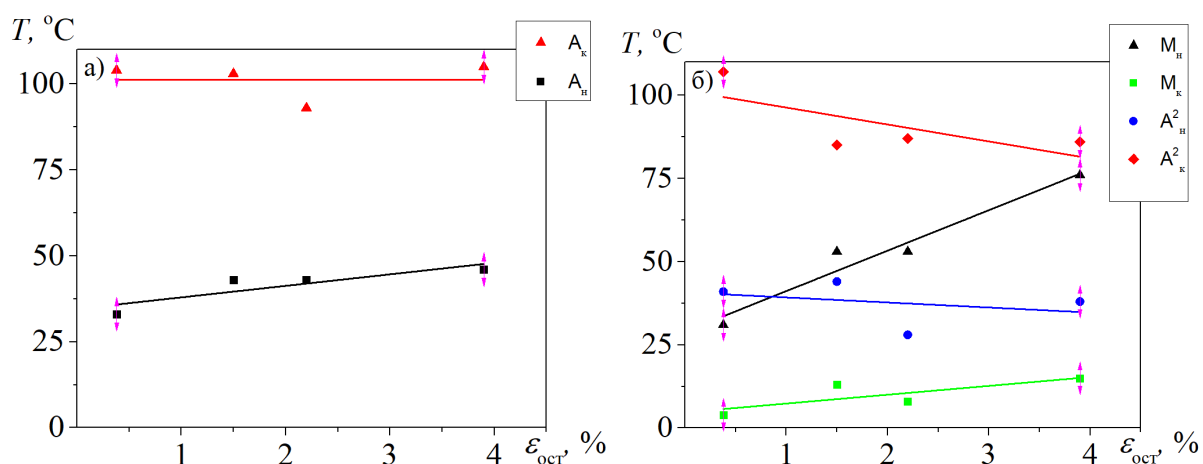


Рисунок 17 - Зависимость температур мартенситных превращений от остаточной деформации: при первом нагреве (а); при последующем охлаждении и нагреве (б)

Таким образом, результаты работы показали, что образцы сплава TiNi, полученные методом WAAM, проявляют свойства сплавов с памятью формы, однако имеется ряд особенностей, таких как малая обратимая деформация, которая не превышает 3.5 %, отсутствие псевдоупругого возврата при

разгрузке и сравнительно небольшая величина эффекта обратимой памяти формы (1 %). Полученные данные хорошо согласуются с результатами, полученными другими авторами [11-13] где также показано, что максимальная обратимая деформация составляет 3 – 3.5 %. Таким образом, можно заключить, что малая обратимая деформация, которая в три раза меньше, чем в сплавах с памятью формы на основе TiNi, полученных традиционными способами, является особенностью образцов, полученных аддитивными технологиями. Можно предположить, что это связано со структурой данных образцов, которые состоят из столбчатых зерен с близкой ориентацией, что приводит к формированию текстуры. При сжатии напряжение приложено вдоль оси этих зерен, поэтому текстура может влиять на функциональные свойства.

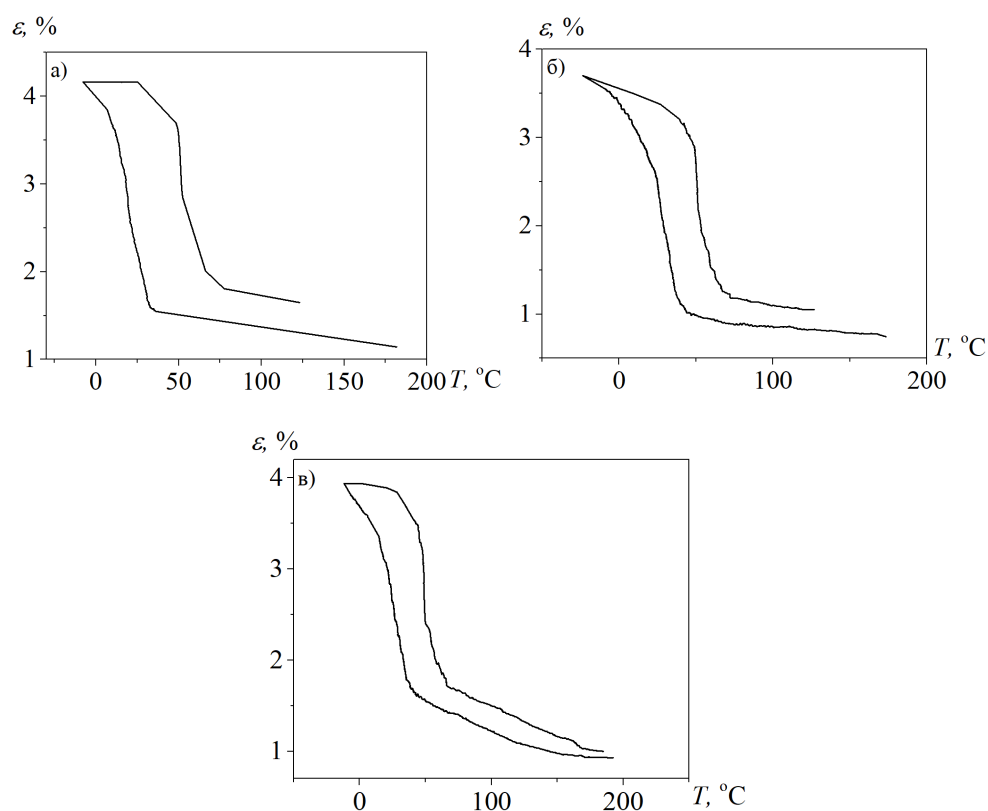


Рисунок 18 - Зависимость деформации от температуры, полученная при охлаждении и нагревании под сжимающим напряжением 200 МПа: цикл 1 (а), цикл 5 (б), цикл 10 (в).

С практической точки зрения, важным является вопрос термоциклической стабильности функциональных свойств образцов, полученных методом WAAM, поскольку важным применением сплавов с памятью формы являются термомеханические приводы многократного действия, в которых элементы из сплавов с памятью формы подвергаются многократным охлаждениям и нагреваниям под постоянным напряжением. Для исследования этого вопроса, образец сплава TiNi, полученный методом WAAM подвергали 10 циклам “охлаждение-нагрев” под напряжением 200 МПа. На рисунке 18 представлены первый, пятый и десятый термоциклы. Видно, что обратимое изменение деформации наблюдается во всех циклах.

По зависимостям $\varepsilon(T)$ были определены величина эффекта памяти формы, необратимая деформация и температуры мартенситных превращений, так как показано на рис. 13, и их зависимости от номера цикла показаны на рисунке 19. Видно, что с ростом номера цикла обратимая деформация возрастает до 2,8 %, а необратимая деформация уменьшается до 0,1 % (рис. 19а), температура M_n меняется незначительно, в то время как температуры M_k , A_n и A_k уменьшаются. Таким образом, в работе было обнаружено, что в образце, полученном методом WAAM, термоциклическое поведение такое же, как и образцах сплава TiNi, полученных традиционными способами. С циклами температуры мартенситных переходов уменьшаются и наблюдается эффект тренировки, который приводит к повышению обратимой деформации и уменьшению необратимой деформации.

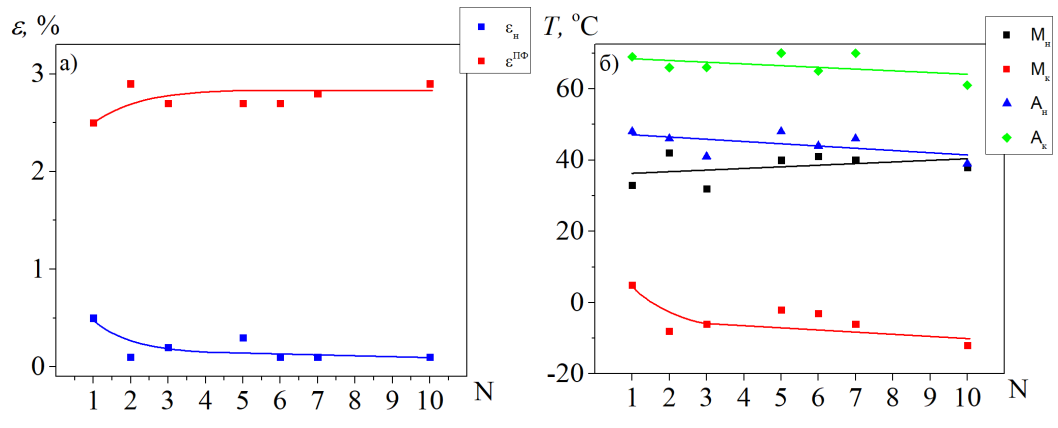


Рисунок 19 - Зависимость обратимой деформации и необратимой деформации (а); зависимости температур мартенситных превращений от номера цикла (б) при охлаждении и нагревании под напряжением 200 МПа

3.2 Влияние термообработки на механическое поведение и функциональные свойства при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM

Результаты, описанные в предыдущем разделе, показали, что образцы сплава TiNi, полученным методом WAAM и отожженные при температуре 450 °C 10 часов, проявляют функциональные свойства. Вместе с тем, состав фазы TiNi с избытком никеля можно менять за счет термообработки. Кроме химического состава сплава при термообработке меняется и структура образца за счет изменения состава, доли и размеров частиц вторичных фаз, что оказывает дополнительное влияние на функциональные свойства сплава. Поэтому было предположено, что за счет варьирования термообработки, можно дополнительно улучшить свойства исследуемых образцов. В связи с этим, в работе изучали функциональные свойства образцов сплава TiNi, полученных методом WAAM, подвергнутых различной термообработке. Образцы были подвергнуты 4-м термообработкам: закалке при температуре 850 °C 10 мин. и отжигу при температуре 500 °C в течение 2, 5 и 10 часов.

В образцах с различной термообработкой исследовали механическое поведение при разных температурах. Были получены диаграммы деформирования в широком диапазоне температур от 0 до 100 °C. По диаграммам были определены $\sigma_{пр}$, как показано на рисунке 11. По полученным данным построили зависимости $\sigma_{пр}$ от температуры деформирования T (рис. 20). Установлено, что отжиг при температуре 500 °C увеличивает температуру M_d (максимальная температура, при которой мартенсит может быть индуцирован напряжением). Увеличение температуры M_d и упрочнения сплава за счет частиц вторичной фазы Ti_3Ni_4 при увеличении длительности отжига при температуре 500 °C в течение 10 часов способствует тому, чтобы в образце проявился эффект псевдоупругости (рис.

21). Величина эффекта псевдоупругости составляет 2.5 %, что в три раза ниже, чем в сплавах, полученных традиционными способами. Деформирование образца свыше 3.3 % приводило к появлению значительной остаточной деформации.

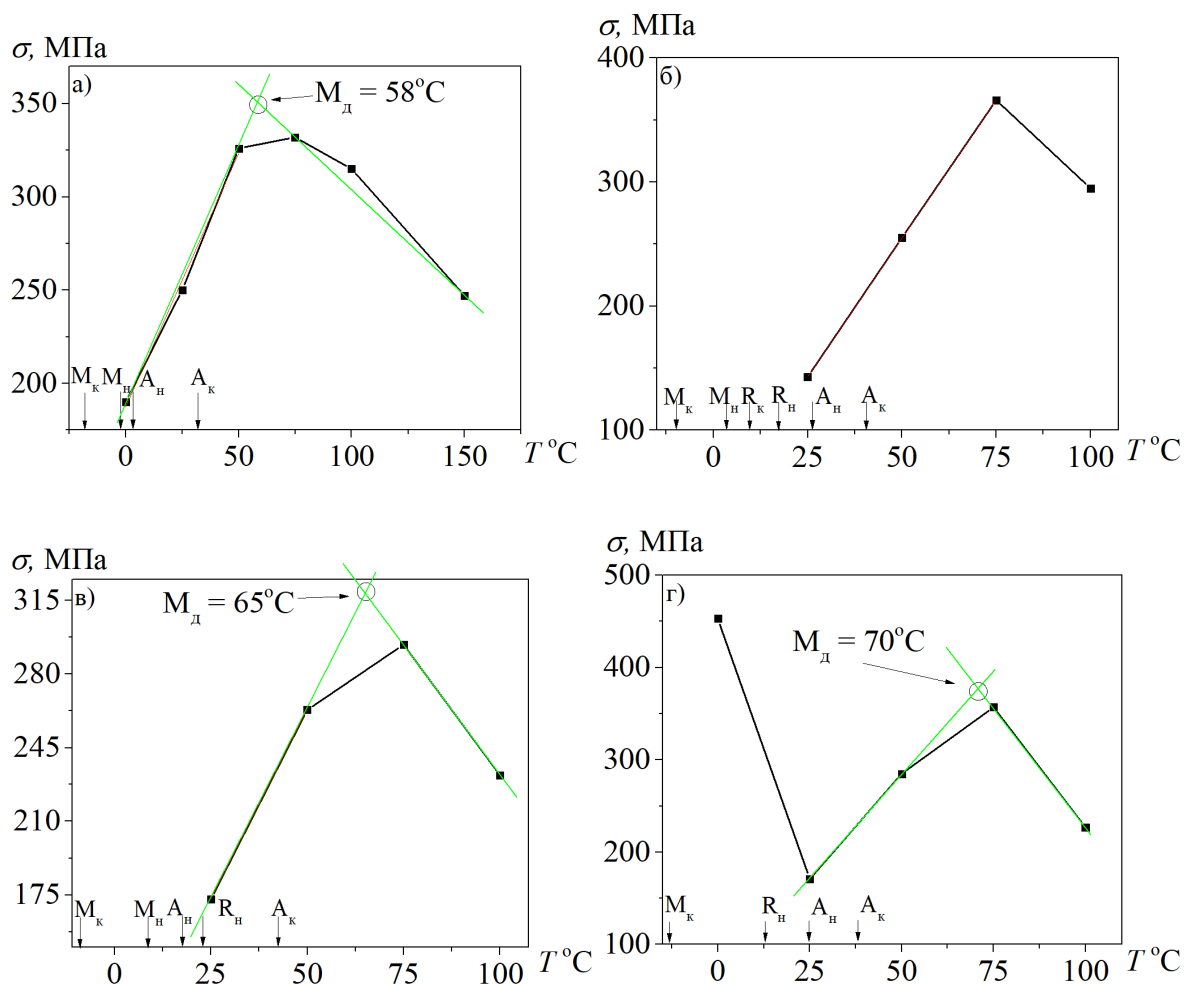


Рисунок 20 - Зависимость $\sigma_{пр}$ от температуры деформирования в трехслойном образце сплава TiNi, полученного методом WAAM при закалке при 850 °C 10 минут (а); при отжиге при 500 °C в течение 2 часов (б), 5 часов (в), 10 часов (г)

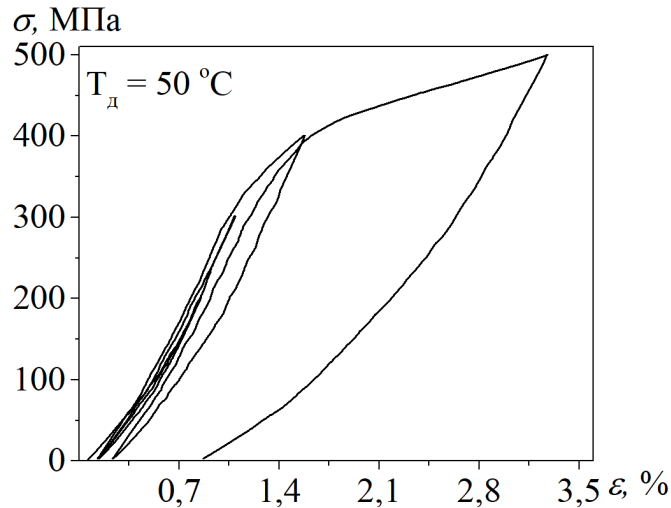


Рисунок 21 - Зависимость напряжения от деформации, полученная при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM, при отжиге при 500 °C в течение 10 часов

Зависимости предела текучести от температуры деформирования, представленные на рис. 20, использовали для определения коэффициента $K = d\sigma/dT$ в соотношении Клаузиуса-Клапейрона, который определяли как угол наклона на участке зависимости $\sigma_{пр}(T)$ при $T < M_d$. Зависимость коэффициента от длительности термообработки не монотонна (рис. 22). Отжиг при температуре 500 °C повышает коэффициент K от 2.7 до 4.5, в то время как увеличение длительности отжига при 500 °C слабо влияет на этот параметр. Увеличение коэффициента K при отжиге может быть связано с выделением частиц фазы Ti_3Ni_4 , которые затрудняют рост мартенситных пластин, поэтому большее напряжение необходимо приложить, чтобы реализовать прямой переход. Таким образом, результаты исследования показали, что, изменяя термообработку, можно получить структуру сплава, которая будет способствовать проявлению эффекта псевдоупругости.

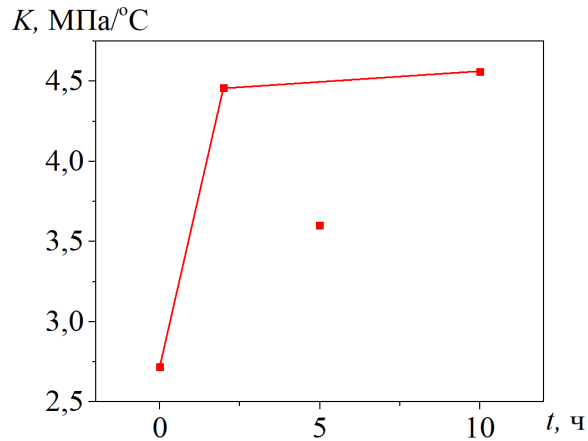


Рисунок 22 - Зависимость коэффициента в соотношении Клаузиуса-Клапейрона от длительности термообработки.

Для исследования влияния термообработки на обратимую и необратимую деформации, образцы сплава TiNi охлаждали и нагревали под сжимающей нагрузкой 200 МПа в интервале температур мартенситных переходов. По зависимостям $\epsilon(T)$ определяли величины эффекта памяти формы ($\epsilon^{ПФ}$), необратимую деформацию (ϵ_n) и температуры мартенситных превращений, как показано на рисунке 13. Зависимость $\epsilon^{ПФ}$ и ϵ_n от длительности отжига не монотонна (рис. 23а). Обратимая деформация уменьшается при отжиге в течение 2-х часов до 1,7 %, а затем возрастает до 2,4 %, при отжиге в течение 5 часов. Дальнейшее увеличение длительности отжига не влияет на обратимую деформацию. Необратимая деформация в закаленном образце составляет 0,1 % и увеличивается до 0,4 % при отжиге в течение 2 часов. При дальнейшем увеличении длительности отжига, необратимая деформация за счет упрочнения сплава частицами фазы Ti_3Ni_4 уменьшается (ноль на оси абсцисс рисунка 23 соответствует закалке образца). Температуры мартенситных превращений меняются нелинейно (рис. 23б): температуры A_n и A_k увеличиваются при отжиге 500 °С 2 часа и затем

незначительно уменьшаются. Температуры M_n и M_s увеличиваются при отжиге до 5-ти часов, а затем уменьшаются. Такие изменения температур при изменении длительности отжига связаны с влиянием частиц фазы Ti_3Ni_4 на изменение химического состава фазы $TiNi$ и внутренние напряжения.

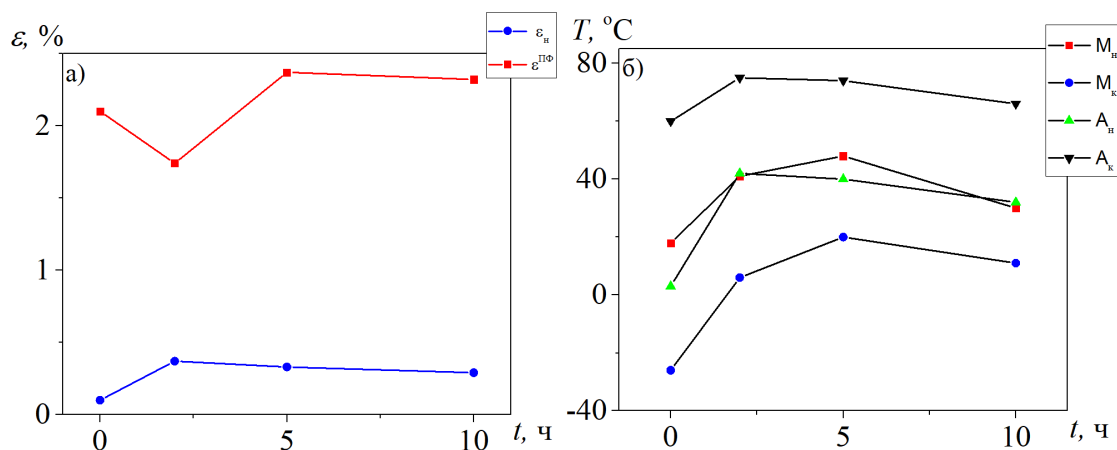


Рисунок 23 - Зависимость обратимой деформации и необратимой деформации (а) и температур мартенситных превращений (б) от длительности термообработки

Дополнительно исследовали влияние отжига на проявление эффекта памяти формы и обратимой памяти формы при нагревании и охлаждении после предварительного деформирования в мартенситном состоянии до деформации 3,5 %. По зависимости $\varepsilon(T)$ определили величины эффекта памяти формы ($\varepsilon^{ПФ}$) и эффекта обратимой памяти формы ($\varepsilon^{ОПФ}$), как на рисунке 15. Величина $\varepsilon^{ПФ}$ не зависит от длительности отжига и составляет 2 – 2.5 % (рис. 24). Наименьший эффект памяти формы наблюдается в закаленном образце и отожженном в течение пяти часов (1,9 %), наибольший - в образцах, отожженном в течение 2 и 10 часов (2,4 %). Эффект обратимой памяти формы незначительный в закаленном образце и в образце, отожженном при 500 °С в течение 2-х часов. Увеличение длительности отжига приводит к возрастанию величины эффекта обратимой памяти формы

до 2 %, что сопоставимо со значением этого эффекта в сплаве TiNi, полученном традиционными способами.

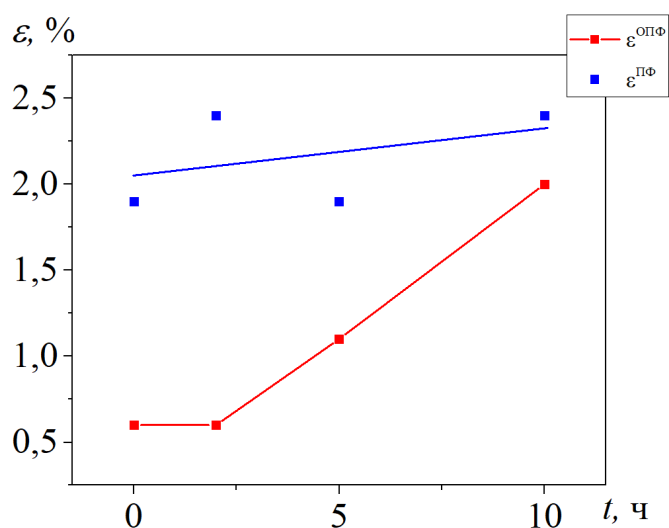


Рисунок 24 - Зависимость величин эффекта памяти формы и обратимого эффекта памяти формы от длительности термообработки

Таким образом, результаты исследования показали, что, подбирая соответствующим образом термообработку, удастся улучшить псевдоупругие свойства образцов, по сравнению со свойствами образца, отожженного при температуре 450 °С 10 часов. Кроме этого, увеличивается в два раза величина эффекта обратимой памяти формы, тогда как величина эффекта памяти формы уменьшается с 3.5 % до 2.5%. Увеличение величины эффекта обратимой памяти формы может быть связано с тем, что частицы фазы Ti_3Ni_4 создают дополнительные напряжения, которые и приводят к росту величины ЭОПФ.

3.3 Влияние подложки и напряжения дуги на механическое поведение и функциональные свойства при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, полученного методом WAAM

Поскольку функциональные свойства сплава TiNi зависят от его структуры, которая в образцах, полученных методом WAAM, зависит от параметров этого процесса, то в работе было исследовано влияние напряжения дуги и материала подложки на функциональные свойства этих образцов. Трехслойные образцы из эквиатомного сплава TiNi синтезировали на титановой или стальной подложках при различных напряжениях дуги (от 16.5 до 17.5 В). Образцы подготавливали так, как указано в разделе 2.2. Образцы нагревали и охлаждали после предварительной нагрузки до 200 – 1000 МПа с шагом 200 МПа, которую задавали при температуре, при которой все слои находились в мартенситном состоянии. Получали зависимости $\epsilon(T)$, аналогичные той, что представлена на рис. 15 и определяли величину эффекта памяти формы и обратимой памяти формы. На рисунке 25 представлены зависимость эффекта памяти формы ($\epsilon^{ПФ}$) и обратимого эффекта памяти формы ($\epsilon^{ОПФ}$) от остаточной деформации, полученные в образцах, синтезированных на титановую подложку при различных напряжениях дуги. Видно, что зависимость $\epsilon^{ПФ}$ от остаточной деформации не зависит от напряжения электродуги и максимальная обратимая деформации составляет 2.9 %. Зависимости величины эффекта обратимой памяти формы от остаточной деформации, полученные в образцах, синтезированных при напряжениях 16.5 и 17 В подобны. Различие заключается только в максимальном значении обратимой деформации, которая составляет 1.8 % в образце, синтезированном при 16.5 В, и 2.1 % - в образце, синтезированном при 17 В. В образце, полученном при напряжении 17.5 величина эффекта обратимой памяти формы проявляется только в том случае, если остаточная

деформация превышает 1.5 %. Структура этих образцов отличается соотношением объемных долей фаз TiNi и Ti₂Ni. Изменение напряжения дуги с 16.5 до 17 не влияет на структуру сплава, тогда как в образце, синтезированном при 17.5 В, доля фазы Ti₂Ni больше, чем в других сплавах. На основании этого можно сделать вывод о том, что увеличение доли фазы Ti₂Ni затрудняет проявление эффекта обратимой памяти формы.

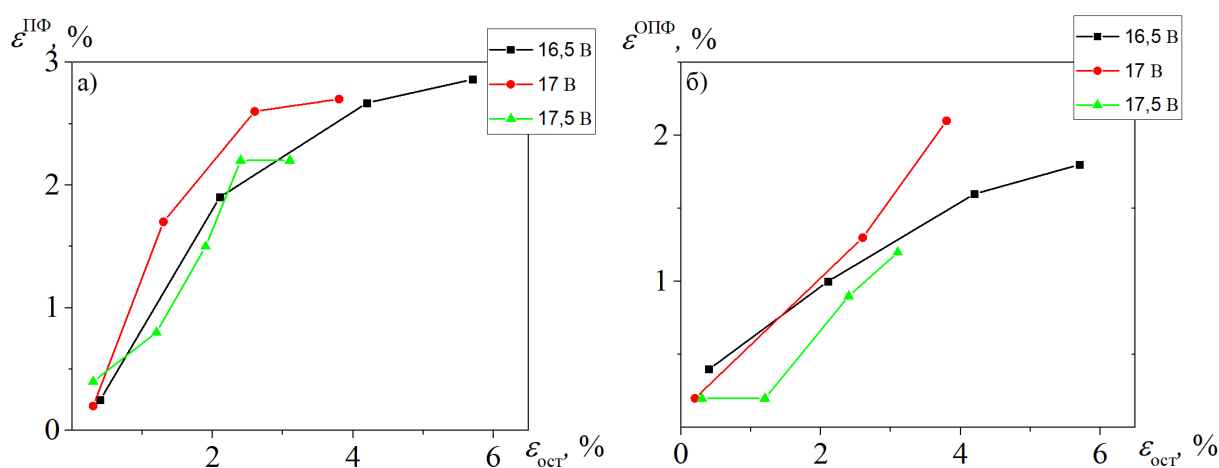


Рисунок 25 - Зависимость эффекта памяти формы (а) и обратимого эффекта памяти формы (б) от остаточной деформации, полученные в образцах, синтезированных на титановую подложку при различных напряжениях дуги.

В образцах, наплавленных на стальную подложку, наблюдается упругое деформирование до 1000 МПа, как показано на рисунке 26, что связано с тем, что при наплавке углерод из подложки диффундирует в расплав и образуются частицы фазы TiC, которые сильно упрочняют сплав. Кроме того, в фазу TiNi попадает железо, концентрацией больше 1,5 %, поэтому мартенситные превращения полностью подавлены.

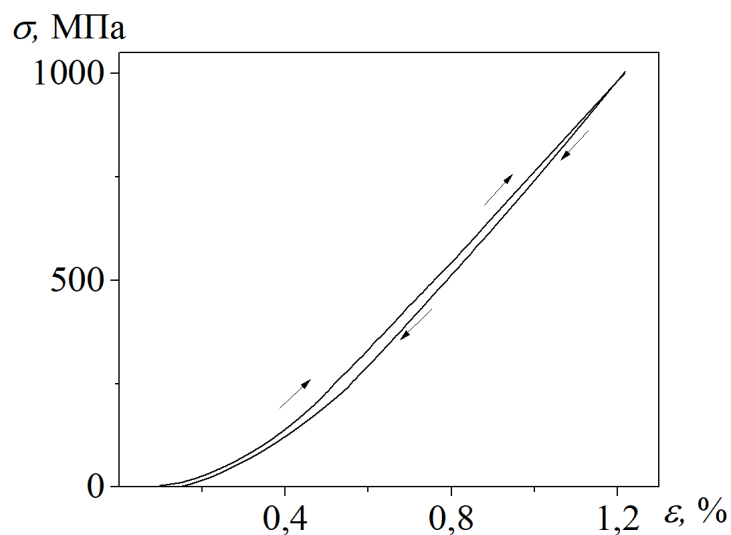


Рисунок 26 - Зависимость напряжения от деформации, полученная при сжатии трехслойного образца сплава TiNi, наплавленного на железную подложку

Таким образом, результаты показали, что изменение напряжения электродуги влияет только на проявление эффекта обратимой памяти формы в образцах, синтезированных на титановую подложку, что может быть связано с изменением объемной доли фазы Ti_2Ni . Образцы, синтезированные на стальную подложку, не проявляют функциональных свойств, поскольку мартенситные переходы в них полностью подавлены высокой концентрацией железа в фазе TiNi.

Заключение

По результатам работы можно сделать следующие выводы:

1. Образцы сплава TiNi, синтезированные методом WAAM, проявляют эффекты памяти формы и обратимой памяти формы и демонстрируют обратимое изменение деформации при охлаждении и нагревании под напряжением в режиме сжатия. Максимальная величина обратимой деформации (эффект памяти формы) составляет 3,5 %, а величина эффекта обратимой памяти формы – 1 %, что меньше в 2-3 раза, чем в образцах сплава TiNi, полученных традиционными способами. При деформировании при температурах ниже M_d , в сплаве наводится мартенсит, однако он остается стабильным и при разгрузке не исчезает, таким образом, эффект псевдоупругости не проявляется.

2. При термоциклировании под напряжением функциональные свойства меняются так же, как и в сплаве TiNi, полученном традиционными способами: температуры мартенситных переходов понижаются, а величина обратимой деформации растет за счет эффекта тренировки.

3. Отжиг при температуре 500 °C позволяет существенно улучшить псевдоупругие свойства сплава. Кроме этого, возрастает и величина эффекта обратимой памяти формы, что связано с тем, что частицы фазы Ti_3Ni_4 создают внутренние напряжения, которые дополнительно увеличивают величину этого эффекта. Величина эффекта памяти формы уменьшается с 3.5 % (после отжига при 450 °C) до 2.5% (после отжига при 500 °C).

4. Увеличение напряжения дуги при синтезе образцов сплава TiNi на титановую подложку уменьшает величину эффекта обратимой памяти формы, что может быть связано с тем, что частицы фазы Ti_2Ni препятствуют образованию внутренних ориентированных напряжений, необходимых для инициирования этого эффекта. В образцах, синтезированных на стальную

подложку, функциональные свойства не проявляются вследствие того, что атомы железа, внедренные в фазу TiNi, подавляют мартенситные переходы.

Список использованной литературы

- [1] Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. и др. Сплавы с эффектом памяти формы. // Под ред. Фунакубо Х.: пер. с японского. – М.: Metallurgia, 1990. – 224 с.
- [2] Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. // Progress in Materials Science, 2005. – V. 50 – p. 511-678.
- [3] Чуракова А.А. Трансформация микроструктуры и физико-механические свойства ультрамелкозернистых сплавов TiNi при многократных мартенситных превращениях // Диссертация на соискание степени к.ф.-м.н., Уфа: ИФМК УНЦ РАН, 2016. - 23 с.
- [4] Глезер А.М., Пермьякова И.Е. Нанокристаллы, закаленные из расплава. // М.: Физматлит, 2012. – 316 с.
- [5] Лихачев В. А., Кузьмин С. Л., Каменцева З. П. Эффект памяти формы. // Л.: Издательство Ленинградского университета, 1987. – 216 с.
- [6] Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Trochu F. Shape memory alloys: Fundamental, Modeling and Applications. // Montreal: ETS Publ., 2003. – 851 p.
- [7] Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З. и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства. // Под ред. В.Г. Пушина. – Екатеринбург: Уро РАН, 2006. – 439 с.
- [8] Зленко М.А., Нагайцев М.В., Довбыш В.М. Аддитивные технологии в машиностроении. Пособие для инженеров. //– М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. - 220 с.

- [9] Жуков В.В., Григоренко Г.М., Шаповалов В.А. Аддитивное производство металлических изделий (обзор) // Автоматическая сварка, 2016. - № 5-6. - с. 148-153.
- [10] Wang J., Pan Z., Yang G., Han J., Chen X., Li H. Location dependence of microstructure, phase transformation temperature and mechanical properties on Ni-rich NiTi alloy fabricated by wire arc additive manufacturing. // Materials Science and Engineering A, 2019 - 749 - с. 218–222
- [11] Zeng, Z., Cong, B. Q., Oliveira, J. P., Ke, W. C., Schell, N., Peng, B., Qi, Z. W., Ge, F. G., Zhang, W., & Ao, S. S. Wire and arc additive manufacturing of a Ni-rich NiTi shape memory alloy: Microstructure and mechanical properties. // Additive Manufacturing, 2020 - 32 - 101051.
- [12] Wang J., Pan Z., Wang Y., Carpenter K., Li H. Effects of Deposition Current on the Microstructure and Pseudoelasticity of Wire-Arc Additively Manufactured Ni-rich NiTi Alloys. // Advances in Intelligent Systems and Computing, 2020 - 1216 AISC - с. 78-85.
- [13] Wang J., Pan Z., Wang Y., Wang L., Su L., Cuiuri D., Zhao Y., Li H. Evolution of crystallographic orientation, precipitation, phase transformation and mechanical properties realized by enhancing deposition current for dual-wire arc additive manufactured Ni-rich NiTi alloy. // Additive Manufacturing, 2020 - 34 - 101240.
- [14] Wang J., Pan Z., Carpenter K., Han J., Wang Z., Li H. Comparative study on crystallographic orientation, precipitation, phase transformation and mechanical response of Ni-rich NiTi alloy fabricated by WAAM at elevated substrate heating temperatures. // Materials Science and Engineering A, 2021 - 800 - 140307.

[15] Resnina N., Palani I.A., Belyaev S., Prabu S.S.M., Liulchak P., Karaseva U., Manikandan M., Jayachandran S., Bryukhanova V., Sahu A, Bikbaev R. Structure, martensit transformation and mechanical behavior of NiTi shape memory alloy produced by wire arc additive manufacturing // Journal of Alloys and Compounds, 2021 - 851 - 156851.