

**Санкт-Петербургский Государственный Университет**

*На правах рукописи*

**Ломакин Иван Владимирович**

**ТЕРМОБИМЕТАЛЛЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ  
ФОРМЫ**

Специальность 01.02.04 – механика деформируемого твердого тела

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель: д.ф.-м.н. Беляев С.П.

Санкт-Петербург – 2015 г.

## Содержание

Введение .....	4
Глава 1. Аналитический обзор.....	14
1.1. Термоприводы с эффектом памяти формы .....	14
1.2. Технологии соединения разнородных металлов .....	27
1.3. Металлические слоистые композиты на основе сплавов с памятью формы .....	36
1.4. Методы теоретического описания напряженно-деформированного состояния слоистых композитов .....	49
Глава 2. Цель работа, объекты и методики исследования.....	55
2.1. Постановка задачи .....	55
2.2. Объекты исследования .....	58
2.3. Методы исследования .....	61
Глава 3. Результаты исследований.....	67
3.1. Результаты экспериментальных исследований .....	67
3.1.1. Исследование структуры сварного соединения биметаллических композитов .....	67
3.1.2. Влияние режимов термообработки на мартенситные превращения в биметаллических композитах .....	72
3.1.3. Влияния сварки взрывом и режимов последующей термообработки на микротвердость биметаллических композитов.....	78
3.1.4. Обратимая деформация биметаллических образцов .....	84
3.2. Расчетные результаты .....	95

3.2.1. Модель функционально-механического поведения биметаллических композитов с эффектом памяти формы .....	95
3.2.2. Моделирование механического поведения биметаллических композитов .....	103
3.2.3. Расчёт напряженно-деформированного состояния биметаллов с памятью формы .....	105
3.2.4. Моделирование функциональных свойств биметаллов с памяти формы .....	112
Заключение .....	116
Список литературы .....	118

## Введение

Сплавы с памятью формы представляют интерес в связи с их необычной способностью восстанавливать значительные неупругие деформации при нагревании. Этот эффект носит название “эффект памяти формы”. Самым ярким представителем данного класса материалов является сплав никелида титана. Кроме наличия эффекта памяти формы, обратимой памяти формы и псевдоупругости, сплавы никелида титана обладают рядом примечательных свойств, таких как высокая прочность и коррозионная стойкость. Кроме того, его биологическая инертность позволила широко применять его в медицине в качестве имплантов и материала для медицинских инструментов. Одним из неоспоримых преимуществ никелида титана является то, что изменяя его состав и режим предварительной термообработки, можно направлено изменять кинетику мартенситных переходов проходящих в нём.

Разработка «умных» материалов подразумевает создание композитов, состоящих из различных металлических и неметаллических компонентов, имеющих различное функциональное назначение. Одним из компонентов таких композитов являются сплавы с эффектом памяти формы и, в частности, никелид титана. В связи с этим перед исследователями сплавов с памятью формы встали задачи, связанные с их соединением как с другими металлами и сплавами, так и между собой. Для достижения соединения различных сплавов друг с другом существует много методов. Самыми известными из них являются электродуговая сварка, сварка трением и лазерная сварка. Тем не менее, все вышеперечисленные виды сварок не пригодны для соединения никелида титана, так как в них присутствует один существенный недостаток, а именно, высокая температура процесса, которая приводит к локальному плавлению свариваемых материалов в зоне соединения, что может привести к рекристаллизации или выпадению частиц вторичных фаз. Оба этих фактора оказывают негативное воздействие на качество соединения. В связи с этим исследователи обратились к другим, ”нетрадиционным”, видам сварки. Одним из хорошо зарекомендовавших себя способов является сварка взрывом. Этот метод

относится к твердофазным, бездиффузионным способам сварки давлением, и под ним принято понимать явление прочного соединения соударяющихся под некоторым углом поверхностей металлических тел, по крайней мере, одно из которых разгоняется до больших скоростей продуктами детонации взрывчатого вещества. Одним из преимуществ данного метода является то, что им можно соединять друг с другом металлы, которые не могут быть сварены другими способами, даже если они не имеют взаимной растворимости или образуют твердые растворы. Метод сварки взрывом давно используется в промышленности для соединения различных металлов и сплавов друг с другом. Помимо возможности получения слоистых металлических композитов, которые не всегда удается соединить другими методами сварки, эта технология, кроме всего прочего, позволяет соединять между собой поверхности достаточно больших площадей для последующего изготовления крупногабаритных изделий промышленного назначения. Так, биметаллические пластины, полученные сваркой взрывом, успешно применяются при изготовлении сосудов для хранения химически активных газов и жидкостей. Внутренний слой такого сосуда изготавливается из сплава, способного противостоять эрозии, происходящей под действием продуктов, хранящихся в нем, а внешний - обладает достаточной прочностью, чтобы выдержать долгое хранение содержимого под высоким давлением.

Методом сварки взрывом уже было получено прочное соединения пластин из сплава TiNi с другими металлами без каких-либо видимых металлургических дефектов в сварном шве. Подобные композиты могут быть использованы в качестве механического термопривода работающего в режиме изгиба. Принцип действия такого привода заключался бы в следующем: биметаллический композит, предварительно деформированный при низкой температуре, при которой сплав TiNi находится в мартенситном состоянии, подвергался нагреву. При повышении температуры в сплаве TiNi будет реализовываться обратное мартенситное превращение сопровождающееся реализацией эффекта памяти формы, что приведет

к восстановлению композитом своей первоначальной формы и накоплению напряжений в упругом слое. При последующем охлаждении накопленные напряжения будут причиной реализации эффекта пластичности превращения, что приведет к накоплению композитом деформации и релаксации напряжений. При последующих теплосменах все описанные выше действия будут повторяться, что обеспечит многократное срабатывание термопривода. Существуют единичные примеры создания биметаллических объектов с использованием наклеивания или напыления чистых металлов на тонкие ленты сплава TiNiCu. Такие объекты применяются для манипулирования микро- и нанообъектами и их применение в этом смысле ограничено. Новые перспективы открываются в связи с разработанной в последние годы технологией соединения сплава TiNi с металлами методом сварки взрывом.

Как правило, в термомеханических приводах функциональное и упругое тело являются различными элементами, соединенными между собой. Наиболее распространенной и хорошо изученной формой элементов привода являются пружины. Предпочтение этой форме отдается, потому что при ее использовании можно обеспечить значительное перемещение рабочих частей системы, подвергая их при этом малым значениям деформации. Не смотря на это, выбор такой геометрии несколько ограничивает область применения термоприводов на основе сплава TiNi так как она может обеспечить линейные перемещения вдоль одной оси. Так же стоит отметить, что пружинные приводы облагают значительными габаритами, что исключает возможность их применения в микромеханических системах. Над усовершенствованием рабочих принципов и геометрических параметров термоприводов на основе сплавов с памятью формы работают многие ученые, как в России, так и за рубежом.

Описанные выше термобиметаллические приводы позволили бы расширить существующие границы области возможного применения сплавов на основе TiNi до области микромеханических систем многократного действия. В связи с этим можно

сделать вывод о том, что исследование данных объектов является актуальной научно-технической задачей. Ранние труды отечественных и зарубежных ученых, посвященные биметаллическим композитам на основе сплавов с эффектом памяти формы полученных сваркой взрывом, посвящены лишь проблемам соединения материалов и влиянию процесса сварки на кинетику мартенсовых превращений и способов её изменения. К сожалению функционально-механические свойства, основанные на эффектах восстановления и накопления деформации, ранее изучены не были. Таким образом, целью данной работы являлось комплексное изучение функционально-механических свойств биметаллических композитов на основе сплавов с эффектом памяти формы, полученных методом сварки взрывом.

Естественно предположить, что на функциональные свойства данных объектов будет оказывать влияние множество факторов. Так, совершенно очевидно, что функциональные свойства сплава с памятью формы будут оказывать огромное влияние на свойства композита в целом. Так же следует отметить, что состав материала упругого контрслоя так же окажет существенное влияние на поведение биметалла. Известно, что функционально-механические свойства сплавов с эффектом памяти формы в значительной степени зависят от величины предварительной пластической деформации оказанной на них. Данный эффект следует также ожидать и от биметаллических термоприводов, в состав которых входят сплавы с эффектом памяти формы. Можно предположить, что соотношение толщин функционального и упругого слоя будут оказывать влияние на способность композита демонстрировать обратимое формоизменение при теплосменах. Кроме того, следует отметить актуальность изучения влияния количества самих теплосмен на величину обратимой деформации.

В связи со сказанным, целью работы явилось систематическое изучение функционально-механических свойств биметаллических композитов с памятью формы, определение оптимальных термических и деформационных воздействий на биметаллы для достижения максимальной обратимой деформации и развитие методов

описания и прогнозирования термомеханического поведения терробиметаллов с памятью формы.

Для достижения указанной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Исследовать строение сварного соединения, структуру слоев и кинетику мартенситных превращений биметаллических композитов на основе сплава TiNi с эффектом памяти формы, полученных методом сварки взрывом.
2. Изучить влияние режимов предварительной термообработки на структуру слоев и кинетику мартенситных превращений полученных биметаллических композитов.
3. Разработать методику испытания в режиме изгиба плоских образцов позволяющую производить деформирование при постоянной температуре с последующим термоциклированием в интервале температур мартенситных превращений сплавов с эффектом памяти формы, входящих в состав биметаллических композитов.
4. Изучить влияние различных факторов, таких как функциональные свойства слоя TiNi, состав материала упругого слоя, соотношение толщин слоев, величина предварительной деформации, режим предварительной термообработки и количества теплосмен на функциональные свойства биметаллических композитов.
5. Выполнить численное моделирование механического поведения биметаллических композитов на основе сплавов с эффектом памяти формы с использованием существующих теоретических моделей, описывающих термомеханическое поведение сплавов с эффектом памяти формы. Произвести сравнение полученных экспериментальных и расчетных данных.

В первой главе содержится аналитический обзор научной литературы, посвященной теме исследования. Изложены принципы работы термомеханических приводов с памятью формы, приведены сведения об известных технологиях соединения разнородных металлов и сплавов, в частности, анализируются результаты

работ с биметаллами, полученными сваркой взрывом, рассмотрены имеющиеся способы теоретического описания напряженно-деформированного состояния слоистых композитов.

Во второй главе изложены цель работы и представлены методы исследования. В работе использованы методы световой и электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии, измерения микротвердости и стандартные и оригинальные методы механических испытаний в условиях непрерывного изменения температуры. Расчетные результаты получены с использованием компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния биметаллических объектов.

Третья глава посвящена анализу результатов экспериментальных и теоретических исследований функционально-механических свойств биметаллов с памятью формы. Исследованы биметаллические композиты “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”, полученные методом сварки взрывом. Установлено, что в результате сварки взрывом температурные интервалы мартенситных превращений в никелиде титана существенно расширяются относительно исходного материала. Это происходит в результате больших пластических деформаций, которым подвергается сплав при высокоскоростном соударении. Последующая термообработка при различных температурах не только приводит к восстановлению температурной кинетики фазовых переходов, но и используется для достижения различной последовательности превращений в функциональных слоях композита с содержанием никеля 50,7 ат. %. Для выполнения механических испытаний спроектирована и изготовлена специальная термокамера, предназначенная для изучения изгибающей силы и прогиба в режиме трехточечного изгиба с непрерывным изменением температуры в интервале +200°C ÷ -50°C. С помощью разработанной методики установлены оптимальные соотношения толщин слоёв для биметаллических пластин “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” при которых достигается наибольшее значение величины обратимой

деформации при термоциклировании. Для биметалла “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” оптимальное отношение толщины слоя TiNi к общей толщине биметалла составляет 60-65 %, а для биметалла “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” оптимальное отношение толщины функционального слоя  $Ti_{50}Ni_{50}$  к общей толщине образца составляет 55-60 %. Исследовано влияние величины предварительной деформации на способность термобиметаллов демонстрировать обратимую деформацию в процессе многократных теплосмен. Показано, что величина самопроизвольной обратимой деформации зависит от режима термообработки и достигает 1 % на температурном интервале 150°C. При повторении термоциклов обратимая деформация изменяется незначительно.

Для компьютерного моделирования функционально-механического поведения биметаллических композитов с памятью формы использовалась модель, в которой учитываются упруго-пластические свойства материалов и функциональные свойства сплава с эффектом памяти формы, связанные с фазовыми переходами мартенситного типа. Выполнены компьютерные расчеты обратимой деформации биметаллов в зависимости от размеров слоёв композита и предварительной деформации, установлено удовлетворительное соответствие расчётных и экспериментальных данных. Показано, что максимальная обратимая деформация биметалла при термоциклировании может быть достигнута тогда, когда нейтральная плоскость совпадает с плоскостью соединения двух слоёв металлов.

Полученные в диссертации результаты являются новыми и имеют важное научное значение для механики композиционных материалов с эффектом памяти формы:

1. Экспериментально установлено, что наибольшее значение величины обратимой деформации в биметаллических композитах “сталь X18H10T –  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ ” и “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” наблюдается в том случае когда толщина функционального слоя ( $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  – в случае композита “сталь X18H10T –

Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub>” и Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> – в случае композита “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”) составляет порядка 60% от общей толщины биметалла.

2. Установлено, что величина обратимой деформации изменяется при изменении величины остаточной деформации после разгрузки биметалла и может достигать значения 1%.
3. Показано, что характер влияния величины остаточной деформации на функционально-механические свойства биметаллов зависит от состава слоев композита и режима предварительной термообработки.
4. Установлено, что термоциклирование может приводить как к увеличению величины обратимой деформации в биметалле при увеличении номера термоцикла за счет эффекта тренировки, так и к её уменьшению.
5. Предложена теоретическая модель, основанная на теории термомеханического поведения сплавов с эффектом памяти формы, позволяющая описать механическое поведение терробиметаллов с эффектом памяти формы при изотермическом деформировании и при последующих теплосменах.
6. Выполнено компьютерное моделирование механического поведения биметаллических композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” результаты которого находятся в удовлетворительном соответствии с экспериментальными данными.

Практическая значимость результатов работы заключается в том, что они могут быть использованы при проектировании и разработке биметаллических термомеханических приводов, термосенсоров, термореле и переключателей в различных областях техники.

Достоверность результатов работы обеспечена использованием современных методов решения поставленных задач, воспроизводимостью результатов экспериментов, согласием экспериментальных и расчетных данных и соответствием обнаруженных закономерностей и их интерпритации известным представлениям о

механизмах реализации термоупругих мартенситных превращений и эффектов памяти формы.

Результаты работы прошли апробацию на международных конференциях: International Conference on Martensitic Transformations ICOMAT-2014 (Бильбао, июль 2014), Международная конференция “Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы” (Витебск, май 2014), Euro Intelligent Materials (Киль, сентябрь 2013), 52-й международная научная конференции «Актуальные проблемы прочности» (Уфа, июнь 2013), VII Международная конференция “Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений” (MPFP-2013) (Тамбов, июнь 2013), European Symposium on Martensitic Transformations ESOMAT-2012 (Санкт-Петербург, сентябрь 2012), “XX Петербургские чтения по проблемам прочности” (Санкт-Петербург, апрель 2012), 51-й международная научная конференция “Актуальные проблемы прочности” (Харьков, май 2011), Бернштейновские чтения по термообработке металлических материалов (Москва, октябрь 2011), 50-й международный симпозиум «Актуальные проблемы прочности» (Витебск, сентябрь-октябрь 2010), V Международная конференция с элементами научной школы для молодежи “Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений” (MPFP-2010) (Тамбов, июнь 2010), The 8th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT) (Prague, 2009).

**Основные положения, выносимые на защиту:**

1. Методика исследования механических и функциональных свойств биметаллических пластин с эффектом памяти формы, позволяющая в режиме трех-точечного изгиба измерять силу и прогиб в условиях непрерывного изменения температуры в широком интервале.
2. Особенности обратимого формоизменения биметаллических композитов с памятью формы при термоциклировании, заключающиеся в зависимости обратимой деформации от последовательности мартенситных превращений,

реализующихся в слое из сплава с эффектом памяти формы, а также от величины предварительной деформации.

3. Экспериментально установленная зависимость величины обратимой деформации биметалла от отношения толщины функционального слоя к общей толщине биметаллической пластичны, имеющая максимум при определенном отношении толщин. Положение максимума определяется составом биметалла.
4. Результаты компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния биметаллов с памятью формы и их функционального поведения при изменении температуры, выполненные с использованием модели, учитывающей упруго-пластические свойства материалов композита и функциональные свойства сплава с эффектом памяти формы

В диссертационной работе автор выполнил основные экспериментальные исследования, а так же обработку и анализ результатов. Беляеву С.П. принадлежит постановка целей и задач данной диссертационной работы.

## Глава 1. Аналитический обзор

### 1.1. Термоприводы с эффектом памяти формы

Привод – энергосиловое устройство, приводящее в движение машину или механизм. Привод состоит обычно из источника энергии, передаточного механизма и аппаратуры управления. Наряду со способностью производить работу, привод должен обладать высокой демпфирующей способностью, переходными характеристиками, двойным действием и способностью быть управляемым [1]. Согласно определению, можно заключить, что термоприводом является устройство способное преобразовывать тепловую энергию в механическую. Наиболее распространёнными термоприводами в современной технике являются восковые приводы [2] и термометаллические пластины [3].

Принцип работы восковых приводов основан на том, что используемый в них воск, либо имеет высокий объемный коэффициент температурного расширения, либо претерпевает фазовый переход из жидкого состояния в твердое, сопровождающийся значительным расширением или сжатием объема [3]. Перемещения, обеспечиваемые такими приводами, имеют скачкообразный характер и наблюдаются вблизи температур фазового перехода из одного агрегатного состояния в другое. Таким образом, функциональные свойства данных устройств могут быть изменены путем использования восков с различными температурами плавления или их смесей [4]. Ввиду того, что конструкция подобных приводов подразумевает помещение воска в герметичный контейнер, а теплопроводность воска очень мала, время отклика таких приводов достаточно велико, что существенно ограничивает область применения подобного принципа до условий, в которых время срабатывания привода не имеет огромного значения [5]. Такие терморегуляторы чаще всего используются в системах охлаждения автомобилей [6] и системах домашнего отопления.

Одним из распространенных типов термомеханического привода являются металлические пластины, полученные в процессе плакирования двух или более слоев металлов, имеющих различные коэффициенты температурного расширения. Чаще

всего используются биметаллические пластины, состоящие из двух слоёв. Например, используемые биметаллические соединения могут состоять из полос стали и меди. При нагревании или охлаждении такие объекты изгибаются в направлении нормальном к поверхности соединения слоев между собой. Металл с более высоким коэффициентом температурного расширения находится на внешней стороне биметалла при повышении температуры, и на внутренней стороне при охлаждении. Перемещения, обеспечиваемые биметаллической полосой при теплосменах намного больше, чем перемещение каждого компонента по отдельности. Этот эффект широко используется в различных механических и электрических устройствах. Форма термочувствительных слоистых элементов бывает различной – от простых плоских кантилеверов до спиралей. Особенностью подобных термочувствительных элементов является линейность зависимости деформации от температуры. Величина деформация невелика, а усилия, развиваемые подобными приводами, ничтожно малы. Некоторые улучшения деформационных характеристик могут быть достигнуты путём использования альтернативных геометрий самого привода, например шайб Бельвилля или плоских спиральных пружин.

Однако такие приводы по-прежнему не могут быть применены в системах, где необходимым условием является достижение больших значений перемещения. Одним из применений биметаллических термочувствительных элементов являются термостаты. В термостатах один конец биметаллической полосы механически зафиксирован и подключен к электрическому источнику, в то время как другой конец остается свободным. При достижении определенной температуры биметаллический элемент деформируется и замыкает цепь. Температура срабатывания может регулироваться с помощью специального узла системы. Кроме применения в качестве рабочего элемента термостатов, биметаллические объекты

также используются в термометрах, тепловых двигателях и электрических устройствах в качестве размыкателя цепи.

Приводы с эффектом памяти формы (ЭПФ) являются одной из разновидностей термомеханических приводов, использующих термоупругую энергию сплава, обладающего эффектом памяти формы, для генерации деформационных процессов и сопутствующих им напряжений. Эффект памяти формы заключается в том, что сплав, предварительно деформированный в низкотемпературном состоянии, способен при нагревании восстановить свою первоначальную форму [7–9] (Рисунок 1). Это вызвано обратимым фазовым переходом материала из высокотемпературной кубической границентрированной (ГЦК) решетки в низкотемпературную кубическую объемцентрированную (ОЦК) решетку. В сплавах с ЭПФ этот процесс может являться однократным, однако существуют сплавы, в которых наблюдается, так называемый, эффект обратной памяти формы (ЭОПФ) [10]. При реализации ЭОПФ изменение формы происходит не только во время первого нагрева, но и при последующем термоциклировании без нагрузки, при этом деформационное поведение будет носить обратимый характер. Различают аустенитный и мартенситный тип ЭОПФ. ЭОПФ мартенситного типа наблюдается в том случае, когда деформирование проводилось в низкотемпературном мартенситном состоянии и последующее после нагревания термоциклирование приводит к накоплению деформации в направлении, совпадающем с направлением предварительной деформации, и восстановление деформации в направлении, противоположном направлению предварительной деформации (Рисунок 2,а). Обратимая память формы аустенитного типа наблюдается в том случае, когда предварительное деформирование проводилось в высокотемпературном

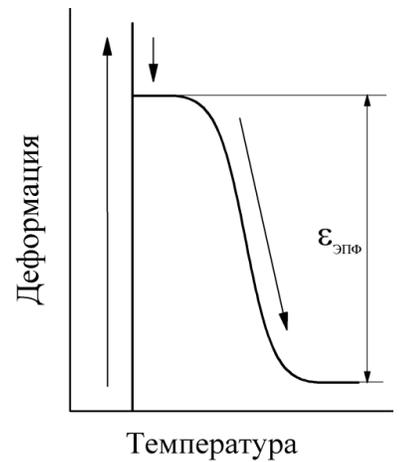


Рисунок 1. Схематичное изображение изменения деформации при изменении температуры при реализации эффекта памяти формы

(аустенитном) состоянии, а при последующем термоциклировании возврат деформации наблюдался при охлаждении, а накопление деформации сплав демонстрирует в процессе нагревания (Рисунок 2, б).

Установлено, что суть эффекта обратимой памяти формы заключается в возникновении внутренних напряжений как вокруг дефектов кристаллической решетки в процессе деформирования [11], так и на границе раздела фаз в процессе термоциклирования [12]. При последующих теплосменах эти напряжения выступают в роли внешней нагрузки вызывающей изменение формы. Основными причинами, которые препятствуют использованию данного эффекта для создания термоприводов, является то, что величины обратимой деформации малы и существенно деградируют в процессе термоциклирования (Рисунок 3)[13,14].

В любом сплаве с памятью формы существуют значительные отличия в физических свойствах аустенитной и мартенситной фаз [15]. Они отличаются модулем Юнга, пределом текучести,

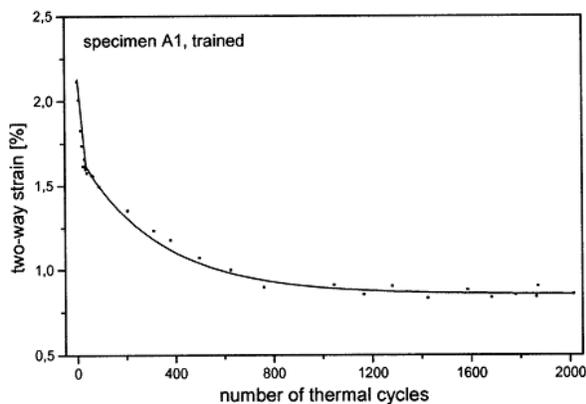


Рисунок 3. Зависимость величины ЭОПФ от числа термоциклов через температурные интервалы мартенситных превращений. [13]

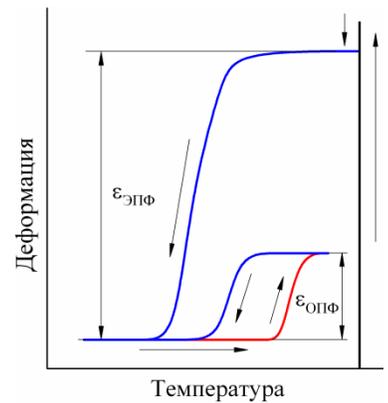
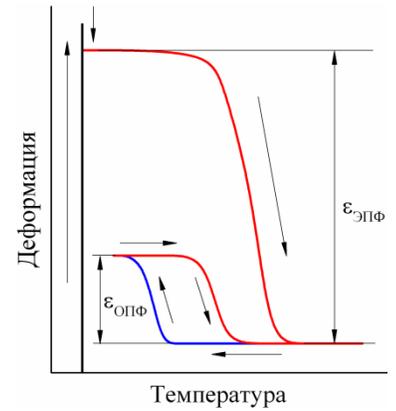


Рисунок 2. Схематичное изображение эффекта обратимой памяти формы (ЭОПФ) мартенситного (а) и аустенитного (б) типов.

электросопротивлением, теплопроводностью и демпфирующей способностью. Для создания и использования термоприводов разница в деформационном поведении аустенитной и мартенситной фазы представляет наибольшую важность. На Рисунке 4 схематично представлены диаграммы деформирования сплава с памятью формы при высокой (High Temperature) и низкой (Low Temperature)

температурах, соответствующие аустенитной и мартенситной фазам. Из рисунка видно, что диаграмма деформирования сплава в мартенситном состоянии состоит из начального упругого участка, за которым следует плато напряжения. Такое поведение связано с процессом переориентации мартенситных кристаллов, протекающим в образце при деформировании. Для сплавов с памятью формы на основе TiNi величина участка переориентации может достигать 8% при постоянном напряжении ( $\sigma_m$  на Рисунке 4) от 55 МПа до 140 МПа. Величина напряжения  $\sigma_m$  зависит от состава сплава и предварительной термомеханической обработки. После плато переориентации, напряжение возрастает и начинается пластическая деформация, вызванная движением дислокаций. Диаграмма деформирования сплава TiNi в высокотемпературной аустенитной фазе состоит из упругого участка с модулем упругости около 75 ГПа, за которым следует нелинейный участок пластического деформирования[1].

Различия между механизмами деформирования сплавов с эффектом памяти формы в аустенитном и мартенситном состояниях, можно использовать для совершения ими полезной механической работы. На Рисунке 4 видно, что в начальной точке 1, в которой металл находится в мартенситном состоянии, величины напряжения и деформации равны нулю. После деформирования сплава до значения деформации  $\epsilon_m$  и значения напряжения  $\sigma_a$  его деформированное состояние соответствует

точке 2. Если после этого нагреть сплав выше температуры  $A_f$ , при которой он находится в аустенитном состоянии, то он восстановит свою деформацию, сохраняя постоянным напряжение  $\sigma_a$ , и напряженное состояние переместится из точки 2 в точку 3, в которой деформация примет значение  $\epsilon_a$ . После этого материал упруго разгрузят

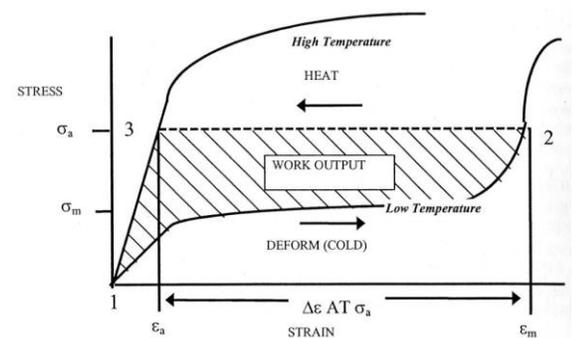


Рисунок 4. Диаграммы деформирования сплава с эффектом памяти формы в низкотемпературном (Low temperature) и высокотемпературном (High temperature) состояниях. [1]

из точки 3 в точку 1 и охладят до температуры  $M_f$ . Таким образом, замкнется петля, образованная зависимостью “напряжение - деформация - температура”, определенная путем  $1 \rightarrow 2 \rightarrow 3 \rightarrow 1$  на Рисунке 4. Общая работа, совершенная сплавом с памятью формы на единицу объема, будет представлена в виде заштрихованного участка на Рисунке 4 и может быть вычислена как [1]:

$$A = \int \sigma d\varepsilon(2 \rightarrow 3 \rightarrow 1) - \int \sigma d\varepsilon(1 \rightarrow 2)$$

Пружина является наиболее часто используемой формой элемента из сплава с памятью формы применяемой в термоприводах [16]. Такая геометрия выбрана за счет того, что она может обеспечить большие перемещения. Для сравнения, прямая проволока длиной 30 мм, продеформированная на 1%, имеет перемещение при формовосстановлении 0,3 мм, в то время как спираль диаметром 8 мм, состоящая из 30 витков проволоки толщиной 1 мм, способна совершить перемещение величиной 50 мм. Именно благодаря этому свойству спираль является наиболее предпочтительной формой для создания рабочего тела привода, работающего за счет эффекта памяти формы [17].

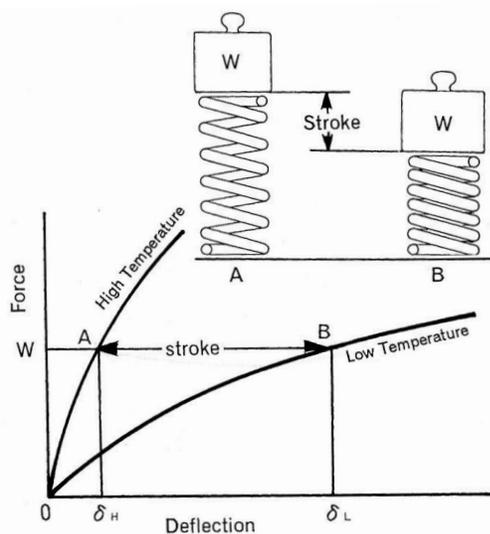


Рисунок 5. Схема работы термопривода, построенного по дифференциальному принципу.[1]

Соединение сплава с памятью формы с упругим контртелом позволяет создать привод многократного действия, который проявляет многократное обратимое формоизменение во время уменьшения и увеличения температуры рабочего тела из сплава с ЭПФ.

Существуют два метода, используемые для достижения многократного срабатывания привода на основе сплава с памятью формы: *метод смещения* и *дифференциальный метод*. Метод смещения позволяет проявлять большую гибкость в проектировании термоприводов и является наиболее часто используемым при создании

устройств. Дифференциальный метод обеспечивает более точное управление движением привода и находит применение в робототехнике и аналогичных приводах требующих высокой точности перемещений.[1]

Схема работы термопривода, построенного по дифференциальному принципу, представлена на Рисунке 5. Привод состоит из груза, действующего на пружину в качестве нагрузки, и пружины из сплава с памятью формы. Перемещение пружины под действием веса груза изменяется при изменении температуры:  $\delta_H$  – смещение пружины при высокой температуре,  $\delta_L$  – смещение при низкой температуре. При повышении и понижении температуры граница раздела фаз будет перемещаться между точками А и В, а перемещение устройства будет считаться как разница  $\delta_L - \delta_H$ .

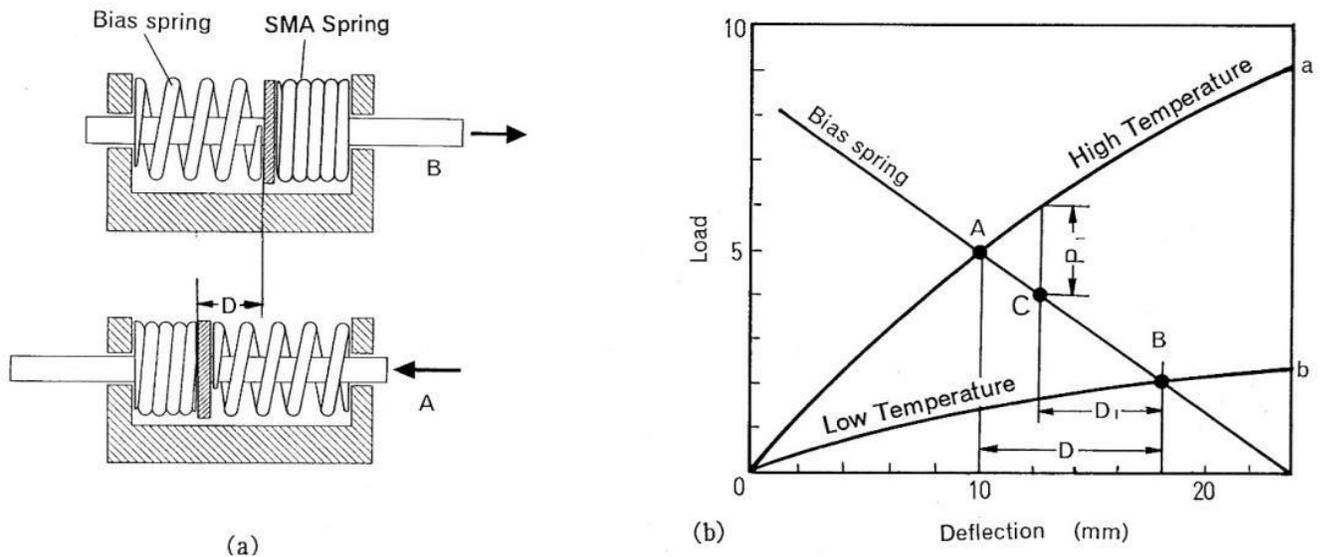


Рисунок 6. Принцип работы термопривода работающего по методу смещения (а) и его принципиальная схема работы (b). [1]

В случаях, когда груз не может быть применен в устройстве, в качестве нагрузки может быть использована пружина из какого-либо подходящего по упругим свойствам сплава.

На Рисунке 6 (а) представлен принцип работы термопривода работающего по методу смещения. Привод состоит из пружины из сплава с памятью формы и пружины из упругого сплава, соединенных так, что они противодействуют друг другу. Рисунок 6 (b) представляет собой принципиальную схему работы термопривода, состоящую из зависимостей смещения (deflection) от нагрузки (Load) в низкотемпературном (Low

Temperature) и высокотемпературном (High Temperature) состояниях для пружины из сплава с эффектом памяти формы и для контрпружины (Bias spring). На Рисунке 6 (b) представлено отношение между кривыми смещения, вызванного нагрузкой, и обратимым перемещением привода. Поскольку две пружины противодействуют друг другу, наклоны кривых имеют противоположный знак. Расстояние между точками А и В, находящимися на кривых, определяется общей длиной привода после сжатия в устройстве. Противодействующие силы пружин приходят в равновесие, когда кривая смещения упругой пружины пересекает кривую смещения пружины из сплава с памятью формы. Таким образом, при высокой температуре, пружины находятся в равновесии в точке А, а при низкой температуре пружины находятся в равновесии в точке В. Эффект многократного формоизменения определяется как ход пружин D между точками А и В при понижении и увеличении температуры. Если привод противодействует внешним силам, то его ход пропорционально уменьшается. К примеру, если при высокой температуре была приложена нагрузка P, то смещение устройства при этой температуре сместится в точку С, а ход уменьшится до значения D<sub>1</sub>. [1]

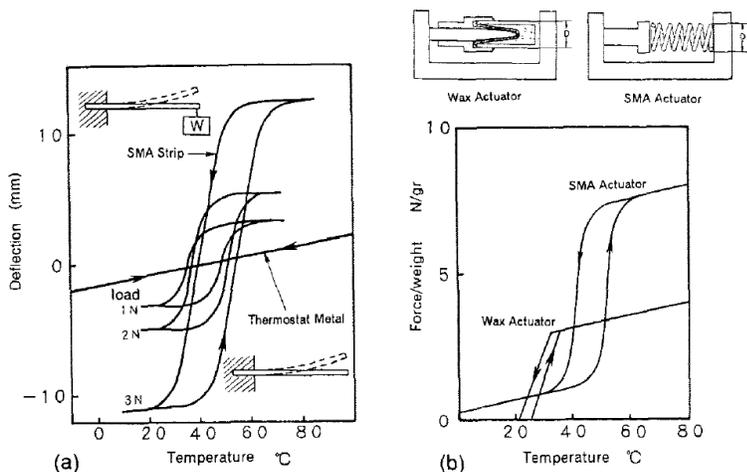


Рисунок 7. Сравнение характеристик термоприводов. (a) – зависимость смещения от температуры в биметаллических термостатах (Thermostat Metal) и приводах с эффектом памяти формы (SMA Stripe). (b) – сравнение зависимости характеристики сила/вес от температуры для восковых приводов (Wax actuator) и приводов с памятью формы (SMA Actuator).[17]

Обычные приводы, такие как, электромагнитный соленоид, пневматическое или гидравлическое устройство и электромотор не способны реагировать на изменение температуры; данное свойство является уникальным для приводов из сплавов с памятью формы. Восковые термоприводы и биметаллические элементы также чувствительны к изменению

температуры, однако приводы на основе сплавов с эффектом памяти формы способны развивать намного бóльшие значения усилий и перемещений. По способности реагировать на изменения температуры, приводы на основе сплавов с эффектом памяти формы могут быть поделены на две группы, в соответствии с тем каким способом они нагреты. Первая группа включает в себя приводы, которые при определенной температуре претерпевают определенные фазовые превращения, что приводит к корректировке усилий и перемещений. Вторая категория включает в себя приводы, которые нагреваются жидкостью, воздухом или электрическим током и выполняют свою функцию по требованию оператора.

Действующей силой в приводах с ЭПФ являются напряжения, возникающие в процессе реализации деформационных эффектов, связанных с мартенситными переходами протекающими в сплавах. Таким образом, эти приводы не предъявляют требования к наличию подвижных деталей или герметично запертых жидкостей, подобно восковым приводам, их конструкция и управление ими, просты. Более того,

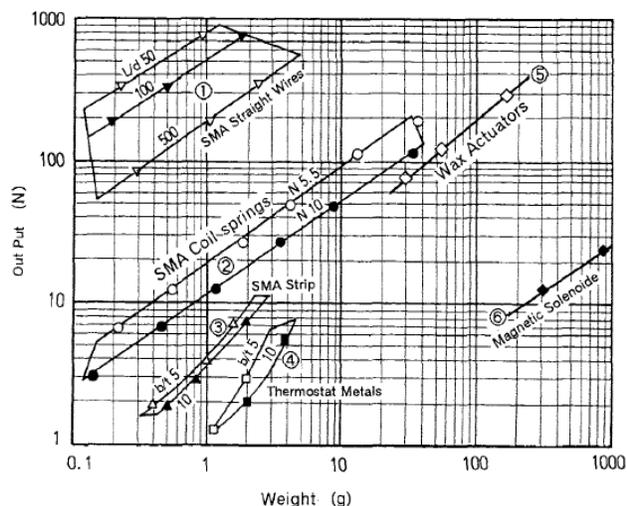


Рисунок 8. Сравнение отношения веса привода к развиваемой им силе для различных типов приводов. (1) – проволоки из TiNi; (2) – пружины из TiNi; (3) – пластины из TiNi; (4) – биметаллические пластины; (5) – восковой привод; (6) – магнитный соленоид. [17]

восковые приводы в основном обеспечивают линейные перемещения, в то время как приводы с ЭПФ могут быть спроектированы для работы в режиме растяжения, сжатия или кручения, что позволяет добиться не только линейных перемещений, но и вращательных. Это позволяет создавать устройства способные обеспечивать пространственное (трехмерное) перемещение. Большие значения перемещений могут быть достигнуты при использовании проволок

или стержней, в то время как использование спиральных катушек позволяет достичь больших перемещений и больших значений выходной силы. Так как срабатывание

устройства обусловлено фазовым переходом, происходящим непосредственно в приводе, становится возможным проектирование без использования контактных поверхностей, требующих смазывания.

На Рисунке 7 представлено сравнение зависимости смещения от температуры для восковых приводов, биметаллических пластин и приводов на основе сплавов с ЭПФ. При сравнении приводов по параметру отношения силы, развиваемой приводом, к весу активного элемента привода ( $force/weight$ ) видно, что устройства с ЭПФ явно превосходят все остальные. В действительности, превосходство сплавов с памятью формы также очевидно при сравнении отношений силы, развиваемой приводом, к объему активного элемента. Величины силы и перемещения, обеспечиваемые приводами с памятью формы, существенно выше, чем у двух остальных видов. Вдобавок к возможности создавать меньшие по размеру приводы, способные развивать такие же значения усилий, скорость отклика приводов с ЭПФ также существенно выше. Сравнение характеристики “вес/развиваемая сила” для соленоидов, термостатов, восковых приводов и приводов на основе сплавов с памятью формы представлена на Рисунке 8. Видно явное превосходство сплавов с эффектом памяти формы особенно в области, где вес привода не превышает 1 грамма. Преимущество сплавов с памятью формы перед другими видами приводов можно резюмировать в следующем:

- Большая величина соотношения “смещение/масса”
- Большое значение величины развиваемых усилий на единицу массы
- Гибкость при выборе направления и типа смещения (кручение, растяжение, сжатие или их комбинации)
- Высокая скорость срабатывания в заранее заданном интервале температур
- Возможность использования в различных условиях окружающей среды
- Отсутствие отходов или расходных материалов
- Бесшумность срабатывания

Из вышесказанного следует, что приводы на основе сплавов с памятью формы способны найти себе место в современной технике, предназначенной для работы в непростых и специфических условиях.

Существует множество устройств, в которых успешно применяются приводы из сплавов с ЭПФ. Элементы из сплавов с памятью формы наряду с биметаллическими элементами применяются в качестве температурных переключателей и предохранителей [18]. При нагреве под действием чрезмерно большого тока цепь

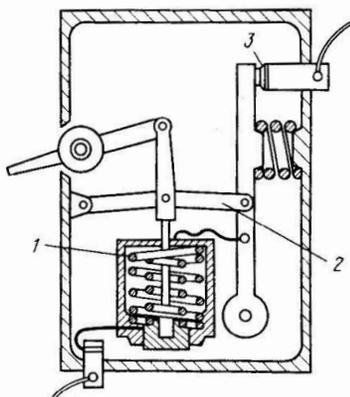


Рисунок 9. Прерыватель цепи с использованием сплава с эффектом памяти формы: 1 – спираль с памятью формы; 2 – прижимной механизм; 3 – контакт. [18]

размыкается с помощью прерывателя цепи, возврат в исходное положение осуществляется вручную (Рисунок 9).

Рабочий ход температурных переключателей с памятью формы достаточно велик, поэтому отпадает необходимость использовать храповой механизм, как при использовании биметаллических элементов.

Преимуществом элемента с ЭПФ является и малый размер.

Кроме того, так как элементы действуют в зависимости от температуры, то их характерной особенностью является интегральный эффект относительно пиков токов.

Достаточно быстродействующий двунаправленный элемент из сплава с ЭПФ успешно применяется в качестве приводного механизма перьевого самописца [18]. Элемент с памятью формы состоит из проволоки из сплава  $TiNi$ , нагреваемой пропусканием импульса тока от кольцеобразного трансформатора тока. Чтобы предохранить элемент от чрезмерных внешних нагрузок, последовательно устанавливается предохранительная пружина. Схема устройства показана на Рисунке 10. Чтобы предотвратить погрешности, обусловленные колебаниями температуры и гистерезисом, положение пера определяется магнитным методом и обеспечивается его серворегулирование.

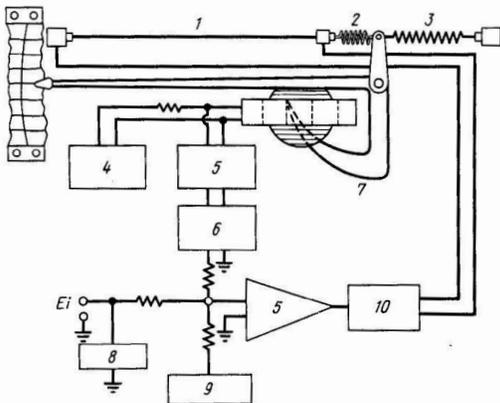


Рисунок 10. Конструктивная схема перьевого самописца с использованием сплава с эффектом памяти формы: 1 – проволока из сплава TiNi; 2 – предохранительная пружина; 3 – пружина смещения; 4 – вибратор; 5 – усилитель; 6 – выпрямитель тока; 7 – позиционный датчик; 8 – ограничитель; 9 – регулировка нуля; 10 – силовой усилитель. [18]

Привод из сплава с памятью формы также может быть использован в качестве защитного устройства для бытового водяного фильтра. Большинство водяных фильтров приходят в негодность при пропускании через них горячей воды. Для этих целей был создан привод из сплава с ЭПФ, который защищает фильтр от случайного попадания в него горячей воды. На Рисунке 11 показана принципиальная схема работы термозащитного клапана для защиты фильтра [17]. Когда горячая вода проходит через клапан, пружина из сплава с ЭПФ нагревается и деформирует упругую контрпружину, перекрывая клапан так, чтобы горячая вода не

могла течь в фильтр, а проходила через клапан насквозь. Когда через клапан протекает холодная вода, упругая контрпружина открывает клапан и вода направляется в очистительное устройство. В случае, если необходимо отключить подачу холодной воды в фильтр, контрпружина может быть деактивирована путем поворота ручки (а).

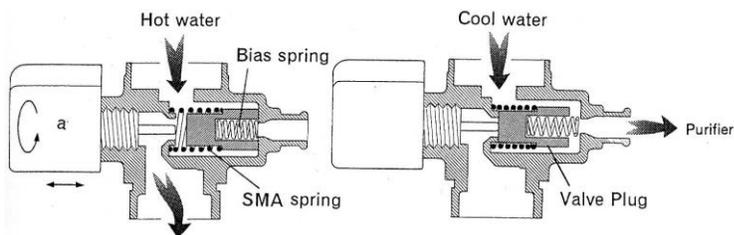


Рисунок 11. Принцип работы термозащитного клапана. (А) – пропускание горячей воды, (Б) – пропускание холодной воды к очистителю. [17]

Существует еще множество примеров применения сплавов с ЭПФ в качестве термочувствительного элемента машин и установок [19]. Все они отличаются простотой устройства и производства, что позволило использовать их и в космической технике [20]. Одним из

основных преимуществ таких элементов является нелинейность температурной зависимости, то есть существует возможность предварительно задавать температуру

их срабатывания, что не представляется возможным осуществить, используя биметаллические элементы [21].

## 1.2. Технологии соединения разнородных металлов

Как правило, в термоприводах многократного действия на основе сплавов с памятью формы упругий и функциональный элементы являются различными телами, соединенными друг с другом. В устройствах, приведенных выше в качестве примеров, рабочими элементами приводов являются пружины. Выбор такой формы не случаен, - ведь именно пружины способны обеспечивать большие перемещения привода при незначительной деформации, которую испытывают материалы. Это обеспечивает циклическую стабильность и, следовательно, долговечность привода. Однако одной из основных и актуальных задач современной техники является миниатюризация. С

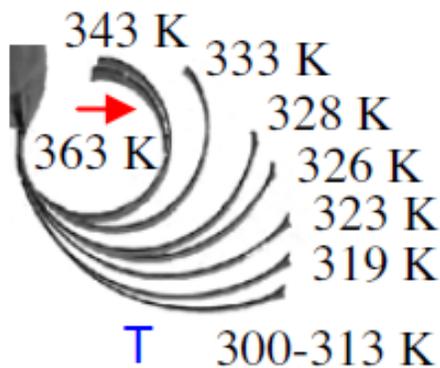
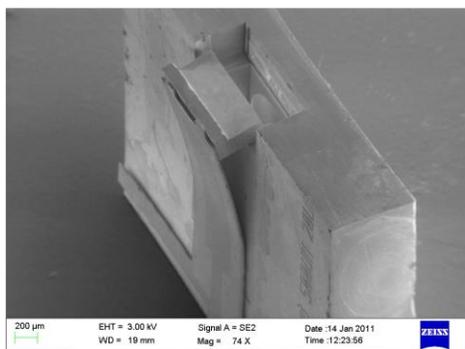


Рисунок 12. Примеры миниатюризации устройств на основе сплавов с памятью формы: (а) – водный клапан [22], (б) – термочувствительная функционально градиентного сплава TiNi [23].

каждым годом все большее предпочтение отдается миниатюрным устройствам способным по-прежнему выполнять свои функции без потери показателей основных характеристик. Эта тенденция не обошла стороной и устройства на основе сплавов с памятью формы. Для того чтобы эти материалы сохраняли свою привлекательность с точки зрения возможности их интеграции в устройства малых размеров, исследователи продолжают расширять область своих представлений о закономерностях явлений, происходящих в сплавах с памятью формы, и возможности переноса этих принципов на объекты меньшего масштаба. Примером подобного прогресса является создание миниатюрных водных клапанов из сплава с памятью формы [22] (Рисунок 12, а), и миниатюрного привода в виде градиентно - функционального материала из сплава TiNi [23–25] (Рисунок 12, в). Применительно к термоприводам с ЭПФ меньший размер мог бы быть достигнут путем

соединения активного и упругого элементов в один объект с последующим уменьшением его размеров. Это может быть реализовано в металлических композитных материалах. Когда речь заходит о возможных методах соединения металлов, в первую очередь имеется в виду сварка. Однако, как показала практика, не все виды сварки могут быть пригодны для соединения сплавов с ЭПФ между собой и с другими металлами. Это, в первую очередь, связано с явлением локального разогрева и плавления свариваемых объектов, что может привести к нарушению кинетики мартенситных превращений в сплаве с памятью формы, а это, в свою очередь, делает композит непригодным к использованию [26]. Рассмотрим некоторые распространенные методы сварки металлов:

#### *Электродуговая сварка*

Электродуговая сварка заключается в процессе нагрева сварочного электрода и свариваемых поверхностей с последующим плавлением и перемешиванием материалов. Источником тепловой энергии в данном процессе является электрическая дуга, возникающая между электродом и свариваемым материалом. Наиболее распространенной схемой является та, в которой роль соединительного материала выполняет расплавленный материал электрода. Однако существует и альтернативная схема, в которой сварка осуществляется с использованием неплавящегося электрода состоящего из графита или вольфрама. При такой схеме удается избежать возникновения в сварном шве частиц нежелательных фаз, приводящих к ухудшению качества соединения.

Существует множество видов дуговой сварки, но не все из них были исследованы с точки зрения возможности соединения сплавов с ЭПФ. Это связано с одним существенным недостатком, а именно, длительным локальным нагревом, происходящим в области сварки, который может приводить к необратимому нарушению кинетики мартенситных превращений, вызванному образованием частиц вторичным фаз (в случае TiNi установлен факт возникновения частиц  $Ti_2Ni$ ,  $TiNi_3$  и

Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>). Это, в свою очередь, делает материал непригодным к использованию в качестве функционального элемента и снижает его прочностные свойства[26].

### *Сварка трением*

Этот вид сварки является разновидностью сварки давлением и заключается в локальном разогреве свариваемых поверхностей в результате трения, возникающего при вращении одной или обеих частей свариваемого изделия относительно друг друга. Во время процесса сварки в зоне соединения последовательно протекает ряд процессов. При наличии сжимающего давления и увеличении скорости вращения заготовок, в зоне контакта происходит очистка поверхностей от оксидных и жировых пленок, в результате чего граничное трение уступает место сухому трению. На этом этапе начинается взаимодействие дефектов поверхностей заготовок присутствующих в виде выступов, что приводит к их деформации и образованию ювенальных областей с ненасыщенными связями поверхностных атомов. В результате этого между атомами возникают металлические связи, которые немедленно разрушаются вследствие вращательного движения, сопровождающего этот процесс. Продолжением этого процесса является увеличение фактической площади взаимодействия свариваемых поверхностей, что приводит к увеличению температуры в зоне сварки. При этом снижается способность металла противостоять процессам деформации, и трение распространяется на всю поверхность контакта. Результатом описанного процесса становится образование пластифицированного слоя материала между вращающимися свариваемыми деталями. Этот слой обладает высокими пластичными свойствами, что переводит природу трения обратно из сухого в граничное состояние. При последующем перемещении заготовок относительно друг друга под действием сжимающей силы происходит вытеснение размягченного материала из зоны контакта. Последующее резкое снижение частоты вращения приводит к охлаждению сварного шва. Этот процесс приводит к осадке материалов сопровождающейся образованием металлических связей по всей поверхности соединения. После полного остывания возникает прочное соединение двух металлов друг с другом.

Несмотря на привлекательность этого метода, он обладает рядом существенных недостатков, а именно - ограничение по форме готовых изделий (возможно получение деталей преимущественно цилиндрической формы) и локальный разогрев в зоне взаимодействия свариваемых деталей, который может приводить к образованию нежелательных интерметаллидов, которые способствуют охрупчиванию и снижению прочности соединения.

Существует несколько работ [27,28], посвященных соединению сплава TiNi с ЭПФ с другими металлами методом сварки трением. Однако в силу вышеупомянутых недостатков, данная методика не нашла широкого применения в качестве эффективного метода создания композитных материалов на основе сплавов с эффектом памяти формы.

#### *Контактная сварка*

Этот вид сварки также является разновидностью сварки давлением. Во время контактной сварки разогрев соединяемых поверхностей происходит за счет пропуска через них электрического тока, а для обеспечения сварного соединения в зоне нагрева обеспечиваются большие пластические деформации путем приложения сжимающих усилий. Существует несколько разновидностей контактной сварки использующихся в зависимости от требований, предъявляемых к прочности сварного соединения в той или иной области машиностроения. *Точечная контактная сварка* применяется для соединения деталей в одной или нескольких точках. Свойства сварного соединения при этом зависят от формы и структуры сварной точки, которые могут зависеть от силы пропускаемого тока, времени воздействия тока на точку контакта, величины приложенных сжимающих усилий и свойств соединяемых поверхностей. *Рельефная контактная сварка* отличается от точечной тем, что свойства точки соединения задаются не сварочным электродом, а формой, заранее подготовленного на одной из соединяемых поверхностей, выступа. *Шовная контактная сварка* заключается в то, что поверхности соединяются друг с другом путем созданием сварного шва состоящего из ряда отдельно стоящих сварных точек.

Эти сварные точки могут либо частично перекрывать друг друга, либо нет, что обеспечивает как герметичность сварного соединения, так и его проницаемость. *Стыковая контактная сварка* отличается от сварки трением лишь тем, что разогрев заготовок происходит не за счет силы трения, а за счет пропускания через свариваемые поверхности электрического тока с одновременным приложением больших сжимающих усилий.

В научной литературе не встречается упоминаний о попытках получения композитов с эффектом памяти формы методом контактной сварки. Это может быть связано с тем, что зона сварного соединения очень мала и существует возможность ее разрушения, как при протекании мартенситных превращений, так и во время реализации деформационных эффектов, таких как эффекты памяти формы и псевдоупругости.

#### *Лазерная сварка*

В процессе лазерной сварки разогрев и плавление свариваемых металлов происходит за счет воздействия лазерного луча. Ввиду того, что зона локального плавления очень мала, то в совокупности с высокой скоростью процесса сварки, удается избежать существенно рекристаллизации в околошовной зоны, которая приводит к ухудшению прочностных качеств соединений, полученных другими методами сварки. Благодаря этим качествам лазерная сварка широко применяется в высокотехнологичных областях промышленности, таких как машиностроение, приборостроение и автомобилестроение. При лазерной сварке применяются лазерные установки всех известных видов, а сварка может происходить как на воздухе, так и в среде защитных газов, таких как аргон или углекислый газ, во избежание образования на поверхности сварки нежелательных оксидов или иных соединений.

Благодаря своему широкому распространению в промышленности, лазерная сварка активно исследуется как эффективный метод соединения сплавов с памятью формы [29–32]. Влиянию параметров лазерной сварки, среды в которой проходила сварка и состава свариваемых материалов посвящено множество работ как

российских, так и зарубежных ученых [33,34]. Однако, локальный разогрев с последующим плавлением приводит к образованию нежелательных частиц вторичных фаз, как и при любом другом виде сварки, описанном выше [33–37]. Это отрицательно сказывается на функционально-механических свойствах полученных объектов [31,35–39].

### *Сварка взрывом*

Одним из эффективных методов создания качественных биметаллических композитов является сварка взрывом. Этот метод основан на высокоскоростном соударении двух металлических пластин. Это высокоэкономичный и производительный процесс, который не требует дорогостоящего оборудования и оснастки [40]. Из-за своей быстротечности, он подавляет развитие активных диффузионных процессов на границе раздела разнородных металлов и сплавов, позволяет получать равнопрочные соединения из практически любых сочетаний металлов и сплавов площадью до нескольких сотен метров. Импульсная нагрузка характеризуется мгновенным возрастанием нагрузки до очень большого значения и последующим быстрым ее уменьшением. При сварке взрывом протекает пластическая деформация, и она обеспечивает физический контакт соединяемых разнородных металлов. Выделяющееся при деформации тепло не вызывает взаимную диффузию металлов вследствие высокой скорости протекания процесса. Также недостаточно условий для возникновения рекристаллизации в зоне соединения, и она протекает только после образования соединения вследствие высокого давления [41].

При сварке взрывом применяется схема метания одной из пластин на другую при помощи взрывной волны (Рисунок 13). Естественно, обеспечения хорошего соединения пластин необходимо уметь вычислять необходимые параметры процесса сварки, а так же связь между ними. Это создает необходимость в решении трехмерной нестационарной задачи о метании тел, но можно построить и более простые схемы. Например, простая и изученная одномерная схема, в которой пластины соприкасаются по всей площади и от плоскости контакта распространяются плоские

ударные волны. В этом случае решается одномерная газодинамическая задача и находится скорость соударения пластин [42].

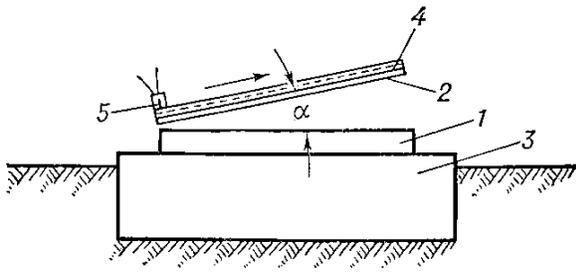


Рисунок 13 Схема сварки взрывом. 1 - несколько тысяч метров в секунду метаемая основная пластина, 2 – метаемая пластина, 3 – подложка, 4 взрывчатое вещество, 5 - детонатор

В случаях, когда соударение пластин происходит под некоторым углом, простая схема не работает, и применяют схему двумерного метания. В заданной точке инициируют плоский заряд, и со скоростью

этом пренебрегают упругими и вязкими

силами, течение считается адиабатическим, а движение в области соударения рассматривают как задачу гидродинамики для идеальной жидкости. Решив эту задачу, получают скорость точки контакта, отличную от скорости детонации. Скорость точки контакта является одним из важнейших параметров процесса сварки. К ним так же относится скорость детонации, возрастающая от увеличения плотности детонации. Также известно, что при увеличении размера заряда до предельной величины скорость детонации возрастает до максимального значения и далее остается неизменной. Кроме этого на процесс сварки влияют прочностные свойства пластин и их геометрические размеры. При этом для осуществления соударения один из размеров образца должен быть существенно меньше двух других. Определение параметров сварки является важным аспектом для достижения качественного соединения свариваемых материалов.

Другим важным фактором, определяющим возможность получения прочного соединения, является относительное удлинение металлов: с его уменьшением снижается пластичность металла в зоне удара, что, в свою очередь, приводит к концентрации напряжений в малом объеме. В случае высокой концентрации может произойти разрушение шва посредством значительного возрастания внутренней энергии.

На практике применяются две схемы сварки металлов: параллельное и угловое расположение пластин. При угловом расположении передняя кромка метаемой пластины отбортована под углом и касается ребром неподвижной основы, что позволяет получить качественную сварку на начальном участке соударения.

Важную роль при сварке взрывом играет возникающее на поверхности соединяемых материалов волнообразование – остаточная деформация в области соударения. Одним из существенных критериев волнообразования является давление, создаваемое при взрыве [43]. Характер волнообразования в основном зависит от скорости метаемой пластины и скорости точки контакта, а максимальная прочность соединения получается при образовании соединения синусоидальной формы [44]. На процесс волнообразования, прежде всего, влияет угол соударения свариваемых пластин: увеличение угла приводит к удлинению волны. Существует критическое значение, при котором волна не образуется.

Известно, что при сварке взрывом осуществляется совместная пластическая деформация поверхностных слоев соединяемых металлов. При этом металлы сближаются на расстояние, необходимое для протекания процесса межатомного взаимодействия. В момент сварки в окрестности точки контакта создается облако дисперсных частиц соединяемых металлов и поверхности очищаются от окисных пленок и прочих загрязнений, чем и создаются условия физического контакта [45]. Пластическая деформация обеспечивает перевод значительной части кинетической энергии метаемой пластины в тепло, причем максимальное ее превращение происходит за время порядка  $2\delta/c$ , где  $\delta$  – толщина пластины,  $c$  – скорость звука в более тонкой свариваемой пластине. Возникновение волн в этом промежутке времени способствует механическому перемешиванию, усилению сцепления металлов и увеличению поверхности соприкосновения. Степень пластической деформации можно повысить, если увеличить давление соударения, при этом могут образоваться участки оплавления вследствие возникновения значительного количества сплава на участках интенсивной совместной пластической деформации.

В переходном слое при сварке взрывом также могут появиться и другие структурные изменения [46,47], такие как химические неоднородности, соединения с ограниченной или непрерывной растворимостью, прослойки химических соединений между металлами, смесь не взаимодействующих между собой металлов, диффузия в твердом или жидком состоянии [48]. Композиции разнородных металлов, соединенных взрывом, разделяют на три группы: 1) не имеющие взаимной растворимости, 2) образующие твердые растворы, 3) образующие химические соединения [49]. В процессе сварки металлов первой группы происходит сближение до атомных уровней и механическое взаимное перемешивание движущихся поверхностных слоев металлов. При сварке металлов второй группы в зоне шва наблюдаются различные неоднородности и участки оплавления, которые не оказывают существенного влияния на прочность соединения. В отличие от металлов первой и второй группы, имеющих хорошую свариваемость, из металлов третьей группы очень трудно получить качественное биметаллическое соединение. При сварке подобных металлов в зоне шва также могут образоваться хрупкие соединения, которые сильно ухудшают прочность биметаллических соединений [42].

Биметаллические соединения, применяемые на практике, как правило, действуют за счёт различных коэффициентов термического расширения отдельных компонентов композита. Они нашли своё применение в качестве элементов термостатов, в защитных устройствах, в измерительных приборах и даже в часах.

Очевидно, что методика соединения металлических материалов сваркой взрывом является быстротечным процессом, практически исключая локальное плавление свариваемых пластин, что наделяет ее неоспоримым преимуществом перед остальными видами сварки. Кроме того, используя данную технику можно получать многослойные композиты достаточно больших размеров. Эти факты говорят в пользу того что сварка взрывом может и должна быть использована в качестве эффективного метода создания биметаллических функциональных композитов.

### **1.3. Металлические слоистые композиты на основе сплавов с памятью формы**

Биметаллический композит, один из слоев которого обладает эффектами памяти формы, а другой – является упругим телом, методом сварки взрывом впервые был получен в [50]. В работе исследовано влияние параметров взрыва на процессы сварки и особенности строения границы в биметаллическом композите «TiNi–сталь». Найдены 4 предела для параметров сварки: максимальная скорость точки столкновения; критическая скорость столкновения, при которой режим турбулентного потока сменяется ламинарным, что является определяющим для волнистого и ровного рисунков границы; минимальная и максимальная возможные для проведения успешного соединения скорости метаемой пластины. Было установлено, что для оценки критической скорости столкновения требуется низкая скорость детонации, которая зависит от толщины взрывчатого слоя. Также с высокой точностью экспериментально определены скорости точки столкновения для получения в композите «TiNi–сталь» волнистой и гладкой границ соединения поверхностей. Таким образом, авторы показали, что сваркой взрывом можно получить биметаллические композиты на основе сплава TiNi с эффектом памяти формы и упругого тела.

Несмотря на многообещающие перспективы практического применения подобных объектов их функционально-механические свойства остались неизученными. Возможное практическое применение биметаллических композитов на основе сплава TiNi были предложены другим коллективом авторов, которые обратились к ещё одному уникальному свойству этого сплава, а именно, способности TiNi противостоять воздействию кавитационной эрозии [51–53]. Этот вид эрозии губителен для поверхностей гребных винтов судов, гидротурбин, акустических излучателей и прочей гидротехники, и на борьбу с ней выделяются большие силы и средства.

Продолжением начатой авторами работы являются результаты, описанные в [54]. В статье описывается воздействие режимов предварительной термообработки на способность двух биметаллических композитов “TiNi - низкоуглеродистая сталь” с разными составами сплава слоя TiNi противостоять кавитационной эрозии. Результаты работ [55] и [54] подтверждают возможность эффективного использования биметаллических композитов “TiNi - сталь” в качестве активных элементов гидросистем, способных противостоять кавитационной эрозии.

Продолжение темы соединения сплава с памятью формы со сталью путем сварки взрывом было найдено в относительно новой работе [56]. Авторы работы исследовали возможность получения не только биметаллических пластин, но и трехслойных композитов “сталь – TiNi – сталь”.

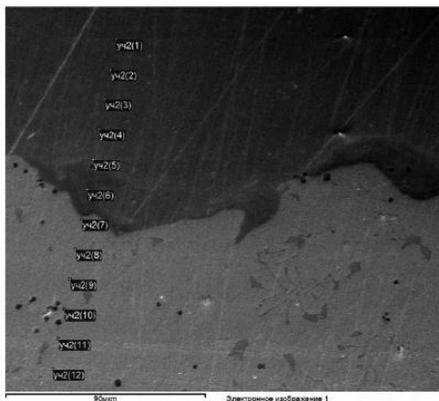
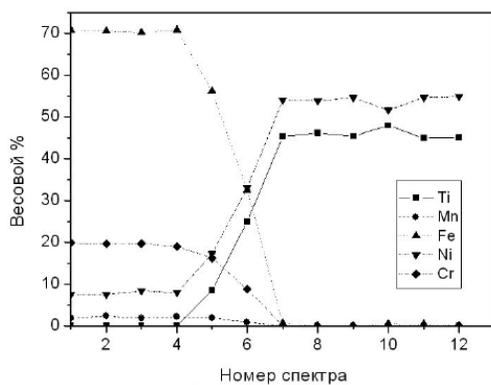


Рисунок 14. SEM – изображение зоны сварного шва биметалла “TiNi - сталь” (а) и распределение химических элементов вблизи него (б).[56]

Для получения двухслойного композита были использованы пластины Ti-54 вес. %Ni толщиной 2 мм и пластины стали марки 12X18H10T толщиной 5мм. Электронно-микроскопические исследования показали, что как на границе соединения, так и в объеме материалов отсутствуют какие-либо видимые участки оплавления, поры, трещины и другие дефекты, а граница соединения двух сплавов имеет волнообразный характер (Рисунок 14). Результаты исследования распределения химических элементов вблизи сварного шва (Рисунок 14) показали, что зона перемешивания составила порядка 40 мкм.

Трехслойный композит “сталь – TiNi – сталь” был изготовлен в два этапа: сначала методом сварки взрывом было получено соединение “TiNi – сталь”, после чего на него нанесен третий слой стали. Такая

технология обеспечила прочное соединение слоев друг с другом без каких-либо видимых дефектов в зоне соединения (Рисунок 14).

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии было обнаружено, что как в двухслойном, так и в трехслойном композитах, сварка взрывом приводит к расширению температурного интервала фазовых переходов и уменьшению скрытой теплоты превращения. Такое изменение авторы связывают с действием большой пластической деформации оказанной на пластины во время процесса сварки взрывом. Было также установлено, что отжиг приводит к полному восстановлению кинетики мартенситных превращений в композитах, т. е. сварка взрывом не приводит к необратимым изменениям термоупругих фазовых превращений, а, следовательно, и функционально-механических свойств. Это говорит о том, что данный метод соединения может быть использован для получения композитных функциональных материалов.

Продолжением этих исследований является работа [57], в которой было изучено влияние процесса сварки взрывом на кинетику мартенситных превращений в биметалле. Также в работе обсуждалась возможность использования последующего отжига как для устранения негативного воздействия процесса сварки, так и для достижения желаемой последовательности фазовых переходов. Для этого изучали влияние температуры и длительности термообработки на характеристики мартенситных превращений в сплаве TiNi. Установлено, что отжиг при температуре 450°C – 600°C приводит к полному восстановлению кинетики превращений. После отжига при 450°C в слое TiNi наблюдалось мультистадийное  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  превращение при охлаждении. Таким образом, было показано, что, используя различные режимы термообработки, можно изменять кинетику мартенситных превращений в биметалле.

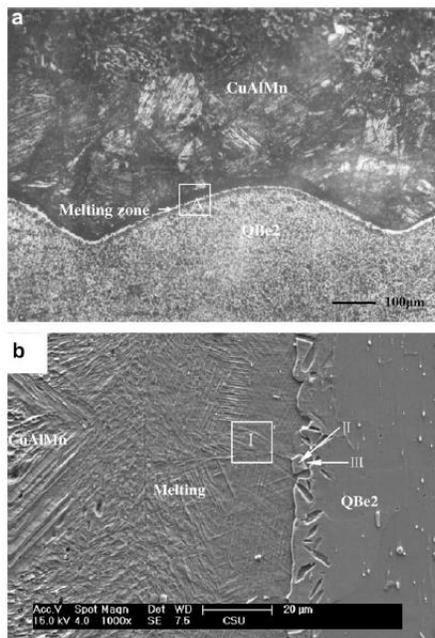


Рисунок 15. SEM – изображение зоны сварного соединения биметалла “CuAlMn – бериллиевая бронза QBe2”. [58]

Примеры композитов с эффектом памяти формы, полученных сваркой взрывом, не ограничиваются только композитами, полученными путем соединения сплавов никелида титана со сталями. Примером тому служит работа [58]. В данной статье обсуждается микроструктура композита, состоящего из сплава с памятью формы CuAlMn и бериллиевой бронзы. Пластины сплавов  $\text{Cu}_{73}\text{Al}_{24}\text{Mn}_3$  и QBe2 были соединены методом сварки взрывом с использованием параллельной схемы начального расположения заготовок. После проведения сварки, плиты были подвержены двойной термообработке при температуре  $350^\circ\text{C}$  в течение 20 минут и при температуре  $450^\circ\text{C}$  в течение 5 минут, а затем проводили основную термообработку при температуре  $770^\circ\text{C}$  в течение 3 минут. Это было сделано для того, чтобы получить в сплаве с эффектом памяти формы термоупругий мартенсит, а в бронзе высокие прочностные свойства. После указанной термообработки сплав CuAlMn находился в мартенситной фазе, а QBe2 в  $\alpha+\gamma'$  – фазе. Электронная микроскопия показала наличие зоны локального расплавления на всей поверхности соединения слоев, по составу являющейся смесью компонентов обоих слоев биметалла (Рисунок 15). Исследование распределения значения микротвердости в направлении, перпендикулярном сварному шву, показало значительное упрочнение материала в зоне плавления на границе соединения материалов. Также в работе выполнено изучение морфологии поверхности разрушения полученных биметаллических композитов. Установлено что разрушение носит преимущественно квазихрупкий и хрупкий характер. Результаты работы показали, что методом сварки взрывом может быть получен биметаллический композит на основе сплава с памятью формы CuAlMn и упругого материала бериллиевой бронзы QBe2, а, следовательно,

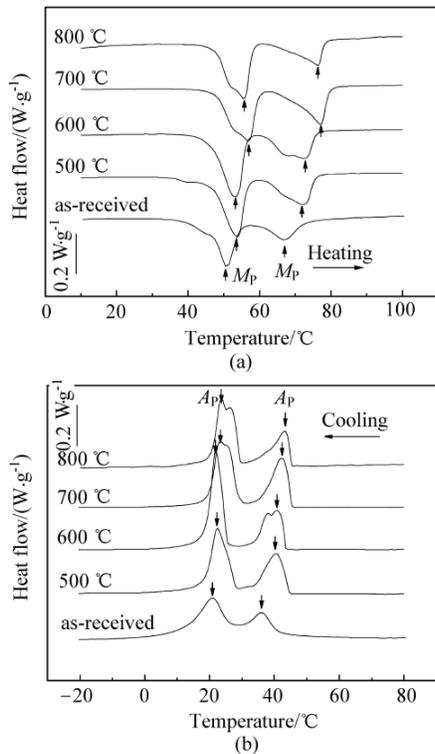


Рисунок 16. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии при нагревании (а) и охлаждении (б) биметаллического композита TiNi/TiNi, отожженного при разной температуре [59].

для создания функциональных биметаллов может быть использован целый спектр материалов, как для слоя из сплава с памятью формы, так и для вспомогательного слоя.

Большой интерес вызывают биметаллические композиты, у которых оба слоя обладают эффектом памяти формы, но имеют различную кинетику мартенситных переходов. Так, в работе [59] показано, что соединение сваркой взрывом двух разносоставных пластин никелида титана ( $Ti_{51}Ni_{49}$  и  $Ti_{51.4}Ni_{48.6}$ ) привело к образованию двухслойного гетерогенного композита TiNi/TiNi с прямой границей раздела между двумя слоями, без каких либо видимых металлургических дефектов сварочного шва. Однако, как и следовало ожидать, большие пластические деформации, возникшие при столкновении пластин, привели к уменьшению размера зёрен вблизи границы раздела двух материалов, что стало причиной деформационного упрочнения и увеличения

микротвердости в данной области. После сварки получившийся композит подвергали горячей прокатке при температуре  $800^{\circ}C$  и отжигали в течение 30 минут при различных температурах от  $500^{\circ}C$  до  $800^{\circ}C$ . Результаты дифференциально-сканирующей калориметрии показали, что при охлаждении мартенситный переход реализуется сначала в одном слое, а затем в другом (Рисунок 16). Это связано с различием химических составов слоёв композита. Также было установлено, что увеличение температуры отжига приводит к увеличению температур фазовых переходов. Это связано с частичным растворением фазы  $Ti_2Ni$  в матрице TiNi, что приводит к увеличению концентрации никеля. Таким образом, в работе было

показано, что сварка взрывом может быть использована в качестве технологии соединения двух материалов с памятью формы различного состава и с различными свойствами. Последующий отжиг может быть использован для изменения характеристик мартенситного перехода, его температур и температурных интервалов (Рисунок 16)

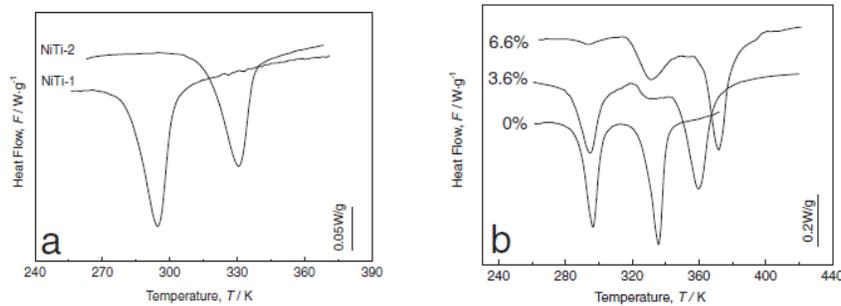


Рисунок 17. Калориметрические кривые двух сплавов TiNi до (a) и после (b) сварки взрывом. [60]

после горячей прокатки образцов, на кинетику мартенситных превращений и внутреннее трение в биметаллическом композите  $Ti_{49}Ni_{51}/Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ . На Рисунке 17 а показаны ДСК кривые сплавов TiNi до и после проведенной сварки взрывом. Видно, что при комнатной температуре в сплаве  $Ti_{49}Ni_{51}$  существует только аустенитная фаза, в то время как сплав  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  находится в низкотемпературной мартенситной фазе. Влияние величины предварительной деформации на параметры обратного превращения в биметаллическом композите представлено на Рисунке 17b. Из рисунка видно, что обратные мартенситные переходы в биметаллическом композите сохранились в tandem, несмотря на процессы сварки и последующей горячей прокатки. Очевидно, что два пика поглощения тепла на калориметрических кривых недеформированного образца (0% предварительной деформации) относятся к последовательному обратному переходу в слое  $Ti_{49}Ni_{51}$  и  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ , соответственно. Также видно, что пик, относящийся к обратному переходу в слое  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ , сдвигается в область высоких температур при увеличении предварительной деформации, однако, эта величина не влияет на положение пика, относящегося к

Перспективы промышленного применения биметаллических композитов, полученных сваркой взрывом, показали результаты работы [60] и [61]. В работе [60] было изучено влияние величины предварительной деформации,

обратному переходу в слое  $Ti_{49}Ni_{51}$ . Авторы описали механизмы деформационного поведения подобного биметаллического композита. При комнатной температуре, аустенитная фаза в сплаве  $Ti_{49}Ni_{51}$  переходит в мартенсит в результате приложения внешней нагрузки. Одновременно с этим мартенсит в слое  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  переориентируется. В результате последующей разгрузки при комнатной температуре в слое  $Ti_{49}Ni_{51}$  часть сплава возвращается из мартенсита, образованного в результате приложения внешней нагрузки, в аустенитную фазу, а остальная часть так и остается

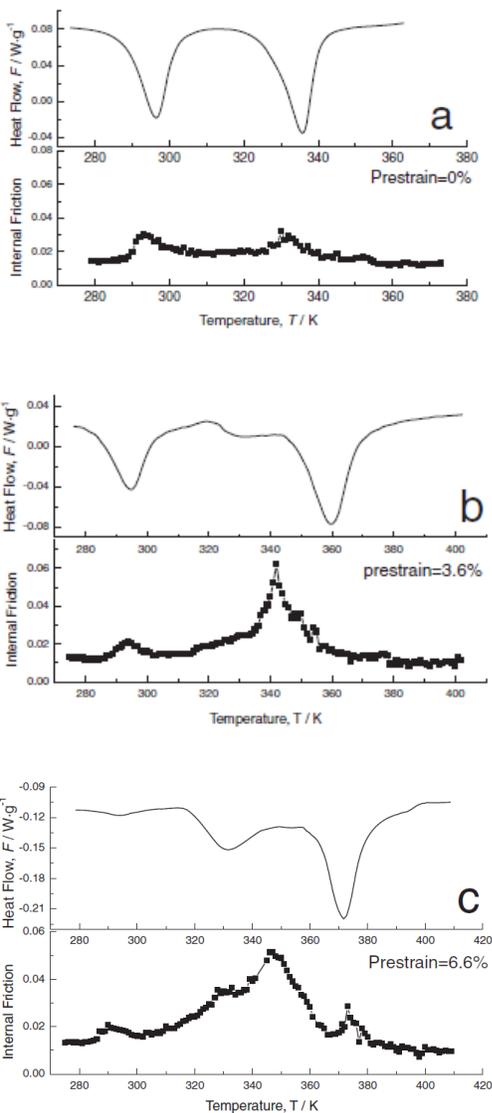


Рисунок 18. Сравнение ДСК кривых и внутреннего трения для биметалла подвергнутого различной предварительной деформации. [60]

в мартенситном состоянии под действием напряжений, образованных в результате воздействия второго слоя  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ . Таким образом, было показано, что чем больше величина предварительной деформации, тем меньше объемная доля аустенитной фазы в слое  $Ti_{49}Ni_{51}$ , и тем больше объемная доля мартенсита, образованного под действием внешней нагрузки, в слое  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  после разгрузки. По этой причине площадь под пиком в сплаве  $Ti_{49}Ni_{51}$  уменьшается при увеличении величины предварительной деформации, а его положение на оси температуры не изменяется. На Рисунке 18 представлено сравнение результатов ДСК и результатов измерения величины внутреннего трения для биметаллических образцов с различным значением величины предварительной деформации. Из Рисунка 18а видно, что два независимых пика внутреннего трения согласуются с калориметрическими пиками. Установлено, что эти пики соответствуют  $B19' \rightarrow B2$  превращению. При

рассмотрении Рисунка 18 а, б и с можно отметить, что температура пика внутреннего трения в сплаве  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  увеличивается при увеличении предварительной деформации. Предположено, что это связано с переходом в сплаве  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  из переориентированного мартенсита в аустенит. Таким образом, температурный интервал превращения в биметалле  $Ti_{49}Ni_{51}/Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  увеличивается при увеличении предварительной деформации и может превышать  $100^{\circ}C$ .

По результатам работы можно заключить, что два сплава TiNi с различными составами и различными температурами мартенситных переходов могут быть успешно соединены методом сварки взрывом, и на поверхности соединения будут отсутствовать видимые металлургические дефекты. Температурный интервал превращения в полученном композите увеличился, а метод сварки взрывом может являться эффективным методом для изготовления гетерогенных материалов с эффектом памяти формы.

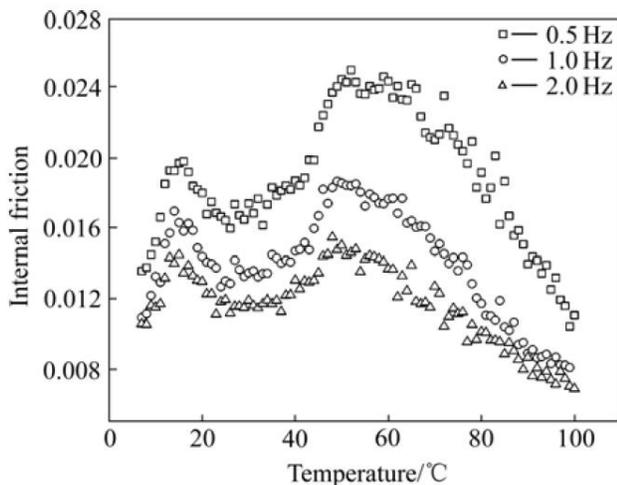


Рисунок 19. Зависимости величины внутреннего трения при различных частотах вынужденных колебаний от температуры биметаллического композита TiNi/TiNi, полученного сваркой взрывом [61].

В работе [61] было изучено влияние температуры и длительности отжига на демпфирующие свойства биметаллического композита состоящего из двух пластин TiNi разного химического состава ( $Ti_{49}Ni_{51}$  и  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ ), соединённых сваркой взрывом. Способность композита поглощать энергию вынужденных колебаний при различных частотах оценивали по величине внутреннего трения. Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии показали наличие двух пиков

выделения тепла при нагревании. Это связано с тем, что мартенситный переход реализуется сначала в одном слое композита, а затем в другом из-за различия в

химическом составе пластин TiNi. На зависимостях внутреннего трения от температуры (Рисунок 19) было так же обнаружено два пика внутреннего трения.

Таким образом, произошло слияние пиков внутреннего трения двух разносоставных слоёв TiNi, и, тем самым, увеличился температурный интервал, в котором происходит демпфирование колебаний (Рисунок 19). Установлено, что с увеличением частоты вынужденных колебаний величина внутреннего трения снижается в обоих слоях, однако температуры пиков остаются неизменными. Также было установлено, что с увеличением времени отжига увеличивается значение внутреннего трения в слое  $Ti_{49}Ni_{51}$  связанное с выпадением фазы  $Ti_3Ni_4$ . Образование этих частиц приводит к тому, что концентрация никеля в матрице уменьшается, и, следовательно, больший объём материала испытывает обратное мартенситное превращение. Это и способствует увеличению пика внутреннего трения в данном слое. В слое  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  при отжиге структура остается стабильной, вторичные частицы не образуются, поэтому величина внутреннего трения остаётся неизменной при увеличении длительности отжига. Показано, что значение внутреннего трения в композите уменьшается с увеличением амплитуды колебаний. Это обусловлено диссипацией механической энергии неупругой деформации, что стало причиной релаксации приложенного напряжения. Таким образом, в работе было показано, что сварка взрывом двух материалов с памятью формы с различными составами приводит к расширению температурного интервала, в котором проявляются демпфирующие свойства TiNi, а режим отжига оказывает различное влияние на способность компонентов композита демпфировать колебания.

Продолжением начатой работы стали исследования, результаты которых описаны

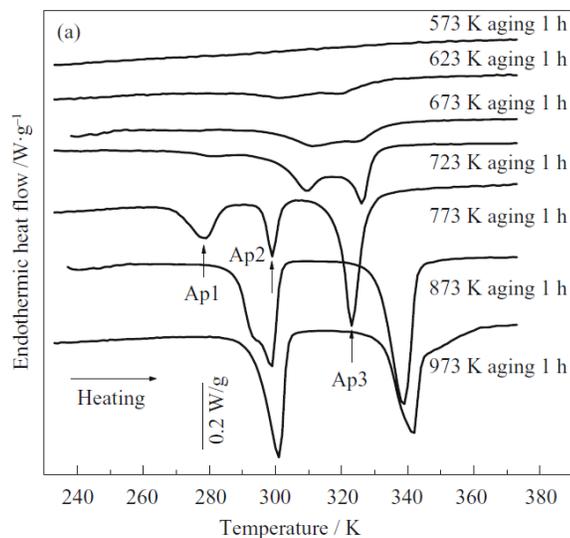


Рисунок 20. Кривые ДСК биметаллического композита “TiNi - TiNi” прокатки на 60%, подвергнутого различным режимам термообработки. [62]

работе в [62]. Было изучено влияние термообработки на мартенситные превращения в композите  $Ti_{50,2}Ni_{49,8}/Ti_{50}Ni_{50}$  подвергнутом большой пластической деформации. После проведенной сварки взрывом, биметаллические пластины подвергали холодной прокатке при комнатной температуре, что обеспечило уменьшение толщины пластины на 60 %. После воздействия больших пластических деформаций образцы отжигали при различных температурах (573 – 973 К) с разной продолжительностью (15 минут – 10 часов). Установлено, что низкотемпературный отжиг (623-723 К) приводит к кристаллизации аморфной фазы, образованной в процессе деформирования прокаткой. При более высоких температурах (873 К) происходит рекристаллизация. Также было установлено, что изменение температур мартенситных переходов связано с внутренними напряжениями, возникшими в образце. Так, основываясь на результатах работы [63], авторы заключили что смещение температуры  $A_s$  (Рисунок 20) в область более высоких температур связано с возникновением полей внутренних напряжений вызванных деформацией. Эти напряжения стали причиной реализации эффекта стабилизации мартенсита.

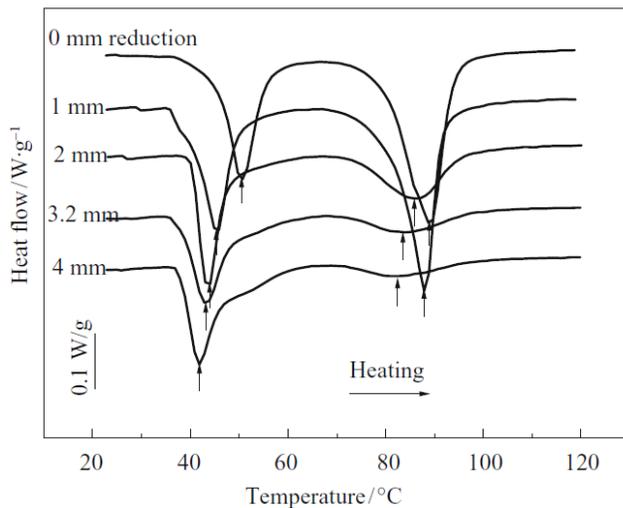


Рисунок 21. Обратные мартенситные превращения в биметаллическом композите “TiNi – TiNi” с различными толщинами образцов. [64]

Параллельно с работой, описанной выше, коллективом авторов велись исследования по изучению влияния толщины полученных биметаллических пластин на обратное мартенситное превращение в деформированном биметалле  $Ti_{49,6}Ni_{50,4}/Ti_{50,2}Ni_{49,8}$  [64]. Результаты исследования показали, что после сварки взрывом между слоями существует внутреннее напряжение, которое зависит от толщины слоёв  $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$  или  $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$  и оказывает сильное влияние на обратный переход в

композите. Это связано с тем, что остаточные напряжения препятствуют возникновению противодействующей силы внутри образца. Анализ результатов дифференциально-сканирующей калориметрии показал, что после деформации, температуры обратного перехода в композите увеличивались с увеличением толщины слоя  $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$  (Рисунок 21). Также результаты рентгеноструктурного анализа показали, что структура композита изменяется с кубической В2-фазы на моноклинную В19'-фазу вдоль толщины образца.

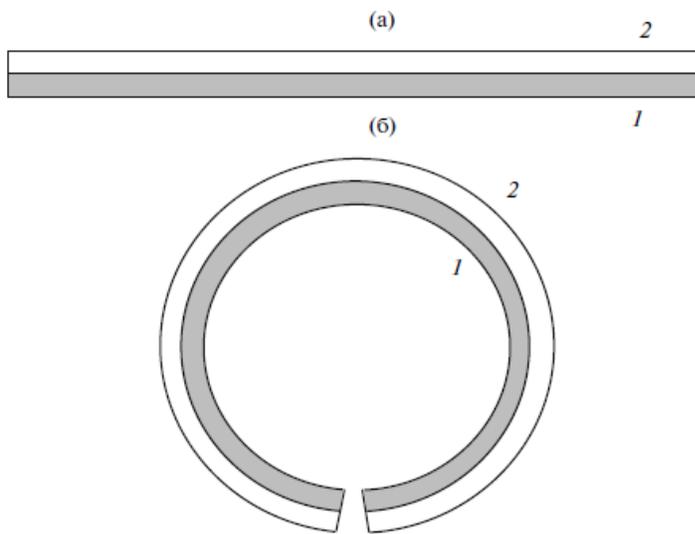


Рисунок 22. Схема биморфного композита, обеспечивающая обратимую изгибную деформацию: 1- слой с ЭПФ, 2 – упругий слой; а – слой с ЭПФ в мартенситном состоянии, б – слой с ЭПФ в аустенитном состоянии.

Все упомянуты выше работы касаются лишь получения и исследования свойств биметаллических композитов с фазовыми превращениями не связанных с реализацией в них деформационных эффектов памяти формы и не рассматривались с точки зрения возможности использования биметаллов с эффектом памяти формы в качестве активного элемента термомеханической системы. В связи с этим стоит особенно отметить ряд

работ посвященных методам получения и изучению биметаллических композитов, размеры которых достигают наномасштабов. Так, внимание авторов многочисленных статей привлекли композиты на основе быстрозакаленного сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  [65–73]. В работе [65] было показано, что ленты с эффектом памяти формы толщиной 30 мкм обладают хорошими функциональными свойствами и могут быть использованы в качестве активного элемента микро-электромеханических систем. Так же предложен эффективный способ увеличения величин обратимых деформаций путем “тренировки” сплава с эффектом памяти формы методом многократной реализации в

сплаве псевроупругой обратимой деформации. Была разработана и описана принципиальная схема работы микротермопривода на основе сплава с эффектом памяти формы, а также получены и изучены композиты с различными материалами упругих слоев (Рисунок 22). Ими были ленты из упругой аустенитной стали [65,67], нихромовой проволоки [65], никеля [67] и платины [66–72,74]. Работы [67,69] посвящены изучению влияния методов формирования упругого слоя (склеивание, гальваническое покрытие или химическое осаждение) на усталостную прочность

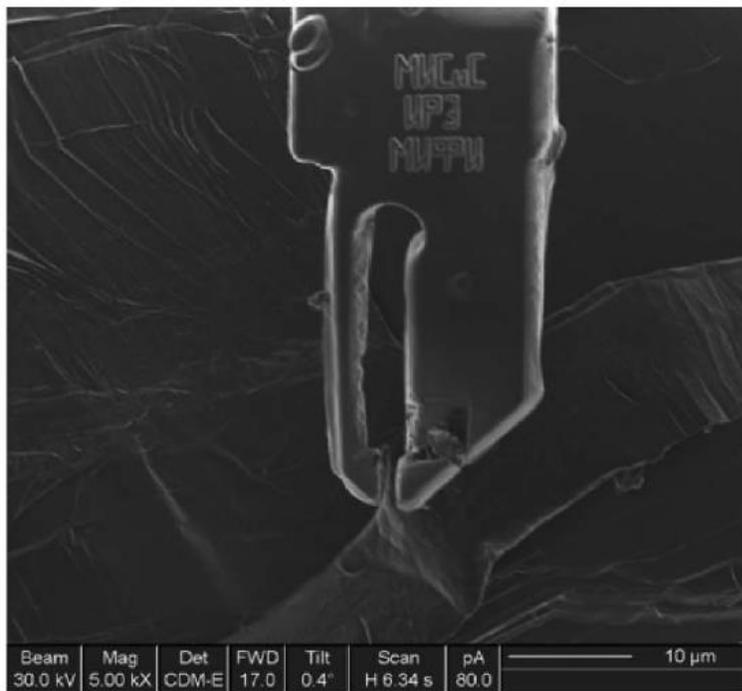


Рисунок 23. Нанопинцет, работающий по принципу биморфного термомеханического привода с эффектом памяти формы.[71]

применения полученных микроактуаторов. Так работы [66–72,74] частично посвящены изготовлению и оптимизации функциональных свойств уникального нанопинцета (Рисунок 23) работающего по принципу биморфного композита с эффектом памяти формы. Авторам удалось убедительно показать, что полученный нанопинцет может быть использован для манипуляции как биологическими объектами наноразмеров (волоском с лапки комара [71]) так и для работы с передовыми объектами нанотехнологической отрасли, такими как нановискеры и

биметаллических композитов. Установлено, что наилучшей стабильностью обладает композит полученный путем гальванического покрытия сплава TiNiCu никелем. Такой композит демонстрировал обратимую деформацию 0,8% на протяжении 2000 термоциклов. В [72] обсуждается структура и температурная стабильность упругого слоя микроактуатора. На протяжении работы авторы неоднократно доказывали реальную возможность практического

графен [72]. На протяжении долгого времени авторы упоминали в своих статьях, о ряде недостатков связанных со способом инициирования обратимого формоизменения в полученных нанообъектах. Дело в том, что температуры фазовых превращений выбранного сплава ( $A_k \sim 50^\circ\text{C}$ ) велики для применения их в области микробиологии. Для большинства живых организмов такая температура является губительной. Однако, авторами неоднократно упоминалось о возможности использования в качестве функционального слоя ферромагнитных сплавов с эффектом памяти формы в которых реализация деформационных эффектов связана не с повышением температуры образца, а с приложением магнитного поля. Первая в мире попытка применить этот принцип описана в [74]. В качестве функционального слоя выступала лента сплава  $\text{Ni}_{53}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{23}$  а в качестве упругого элемента слой платины нанесенный на ленту методом химического осаждения. Установлено, что подобный композит способен демонстрировать обратимую деформации порядка 1% при многократном приложении (1000 циклов) магнитного поля мощностью 10 Т. Подобная концепция привода существенно расширяет область применения приводов на основе материалов с фазовым превращением до наноразмерных объектов. Цикл работ [65–74] убедительно показал, что уникальные свойства сплавов с эффектом памяти формы и принципы их направленного изменения могут быть успешно перенесены в область микромира и должны быть использованы там в качестве эффективного инструмента. Однако многие важные вопросы остались без ответа, в частности не определены закономерности влияния на обратимую деформацию всевозможных факторов, таких как соотношение толщин слоев биморфного композита и величина предварительной деформации оказанной на ленты. Остались неясными методы внешних воздействий, которые могут быть использованы как для оптимизации функциональных свойств полученных композитов, так и для их направленного изменения.

## 1.4. Методы теоретического описания напряженно-деформированного состояния слоистых композитов

При создании механических систем одним из немаловажных факторов является возможность предварительного теоретического описания её механического поведения. Это касается как каждого компонента входящего в её состав, так и всей системы в целом. В особенности это важно для таких сложных элементов как слоистые композиты, так как при их описании должно учитываться не только механическое поведение каждого компонента по отдельности, но и механизмы взаимодействия слоев друг с другом. Это взаимодействие может возникать как во время процесса деформирования, так и в процессе внешних воздействий, таких как теплосмены, радиация, эрозия, циклические и динамические нагрузки и др. Кроме того, для успешного использования подобных материалов должны существовать надежные методы прогнозирования их поведения.

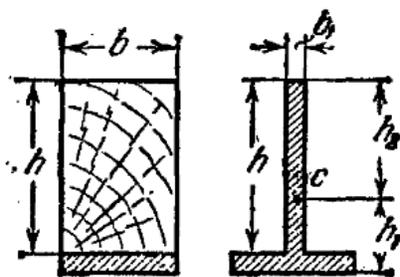


Рисунок 24. Представление двухслойной балки из различных материалов как тавровую балку из однородного материала. [75]

Один из известных подходов для описания механического поведения двухслойных композитов представлен в [75]. Предлагается описание двухслойной балки, состоящей, к примеру, из дерева и усиленной с одной стороны стальным листом. Ввиду того, что слои крепко соединены, то можно исключить проскальзывание материалов слоев относительно друг друга. Это позволяет воспользоваться общей теорией цельных балок, согласно которой удлинение и укорочение продольных волокон балки при изгибе пропорциональны расстоянию от нейтральной оси. Естественно предположить, что модуль Юнга дерева меньше чем у стали, тогда этот слой можно заменить на очень узкую стальную полосу (Рисунок 24), что делает возможным преобразовать поперечное сечение и представить его как тавровую балку. Для того чтобы момент сил остался неизменным толщина  $b_1$  должна быть рассчитана как:

$$b_1 = \frac{bE_D}{E_C} \quad (1)$$

, где  $E_D$  и  $E_C$  - упругие модули дерева и стали соответственно.

Таким образом, задача о деформировании двухслойной балки сводится к задаче о деформировании тавровой балки и может быть без проблем решена.

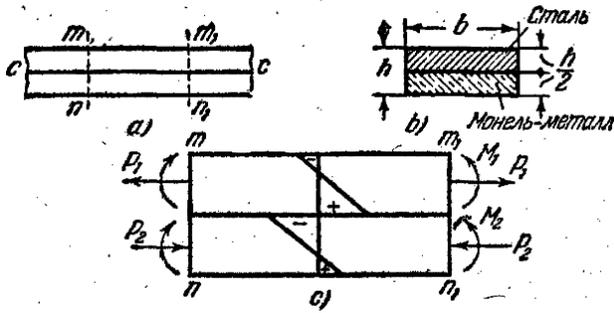


Рисунок 25. Биметаллический композит из материалов с различными коэффициентами температурного расширения (а) и (б). Распределение напряжений и моментов в биметалле при деформировании (с). [75]

В качестве другого примера в работе [75] представлен расчет деформаций и напряжений в биметаллической полосе при изменении температуры. В качестве материалов композита выбраны никелевая сталь и монель-металл. Ввиду того что коэффициенты термического расширения этих материалов сильно отличаются, то задача может быть рассмотрена как расчет

механического поведения термостата (Рисунок 25). Слой монель-металла имеет бóльший коэффициент температурного расширения, чем сталь, поэтому при повышении температуры он будет подвергаться изгибу и растяжению, в то время как слой стали будет изгибаться и сжиматься. Внутренние силы должны быть уравновешены в любом поперечном сечении балки, таким образом:

$$P_1 = P_2 = P ; \quad \frac{Ph}{2} = M_1 + M_2 \quad (2)$$

Вставляя

$$M_1 = \frac{E_C J_C}{r} ; \quad M_2 = \frac{E_M J_M}{r} ,$$

где  $E_C J_C$  – жесткость при изгибе стали, а  $E_M J_M$  – жесткость при изгибе монель-металла, в уравнение (2), получаем

$$\frac{Ph}{2} = \frac{E_C J_C}{r} + \frac{E_M J_M}{r} \quad (3)$$

Другое уравнение для  $P$  выводится из условий равенства деформаций слоев на поверхности соединения, и имеет вид

$$\frac{2P}{hb} \left( \frac{1}{E_c} + \frac{1}{E_M} \right) = (\alpha_c + \alpha_M)t - \frac{h}{2r} \quad (4)$$

Теперь, приравнявая уравнения (3) и (4) и представляя, что

$$J_c = J_M = \frac{bh^3}{96}$$

находятся

$$P = \frac{bh}{96} (\alpha_c + \alpha_M)t (E_c + E_M) \quad (5)$$

$$M_1 = \frac{3(\alpha_c + \alpha_M)t}{2} \frac{E_c J_c}{h} ; \quad M_1 = \frac{3(\alpha_c + \alpha_M)t}{2} \frac{E_M J_M}{h} \quad (6)$$

Таким образом, максимальное растягивающее напряжение в стали получается сложением усилия  $P$  вызванного растяжением и растягивающего напряжения от кривизны  $\frac{1}{r}$

$$\sigma_{max} = \frac{2P}{hb} + \frac{h E_c}{4 r} = \frac{4}{brh^2} \left( E_c J_c + E_M J_M + \frac{bh^3}{16} E_c \right) \quad (7)$$

Таким образом, напряжение на внешнем волокне можно выразить как функцию физических констант материалов.

Примером математического описания деформационного поведения слоистых композитов с эффектом памяти формы служит работа [67]. В качестве объекта в работе рассматривали биморфный композит, состоящий из тонких аморфно-кристаллических лент, что позволило в какой-то степени упростить полученные выражения для параметров изгиба ввиду малости толщины изучаемого объекта. Однако, на начальном этапе исследований модель не учитывала мартенситных превращений и сопровождающий их температурный гистерезис. В данном примере рассматривается только начальное и конечное состояние слоя с эффектом памяти формы. В процессе восстановления формы, величина сжатия композита  $\delta$ , рассчитывается из условия минимума внутренней энергии  $W$  композита в целом, вычисленной как сумма внутренних энергий слое. Итак,

$$W = W_1 + W_2 \quad (8)$$

$$W_1 = \frac{\delta}{l^2} E_1 h_1 b l \quad (9)$$

$$W_2 = \frac{(\Delta l - \delta)^2}{(l - \Delta l)^2} E_2 h_2 b l \quad (10)$$

где  $E_1$  и  $E_2$  – упругие модули слоев,  $h_1$  и  $h_2$  – толщины слоев, а  $l$  – длина композита. Из этого следует, что полная энергия образца

$$W = \frac{\delta}{l^2} E_1 h_1 b l + \frac{(\Delta l - \delta)^2}{(l - \Delta l)^2} E_2 h_2 b l \quad (11)$$

Из условия минимизации  $-\frac{\partial W}{\partial \delta} = 0$  и считая, что  $\Delta l/l \ll 1$ , то

$$\delta = \frac{h_2 E_2 \Delta l}{h_1 E_1 - h_2 E_2} \quad (12)$$

Силу  $F$ , развиваемая композитом в процессе формовосстановления, вычислялась по формуле

$$F = \frac{E \Delta l b h^3}{2l(l - \Delta l)} \quad (13)$$

Для расчета кривизны композита были сделаны предположения, что для него применима гипотеза плоских сечений и слои однородны по длине, тогда радиус кривизны может быть вычислен как

$$R = \frac{1 E_1^2 h_1^4 l_0 + E_2^2 h_2^4 l_0 + E_2^2 h_2^4 \Delta l + 4 E_1 h_1^3 l_0 E_2 h_2 + 6 E_1 h_1^2 l_0 E_2 h_2^2}{6 \Delta l E_1 h_1 E_2 h_2 (h_1 + h_2)} + \frac{4 E_1 h_1 l_0 E_2 h_2^3 - 2 E_1 h_1^3 \Delta l E_2 h_2 - 3 E_1 h_1^2 \Delta l E_2 h_2^2}{\Delta l E_1 h_1 E_2 h_2 (h_1 + h_2)}$$

Таким образом, была построена упрощенная математическая модель, позволяющая рассчитать радиус кривизны и развиваемое усилие при заданных характеристиках образца.

Попытка расчёта неупругой деформации биметаллического элемента из сплава с памятью формы и стали была представлена в работе [76]. В работе рассматривали расчётную схему, позволяющую моделировать механическое поведение биметаллической пластины при работе в режиме термомеханического привода.

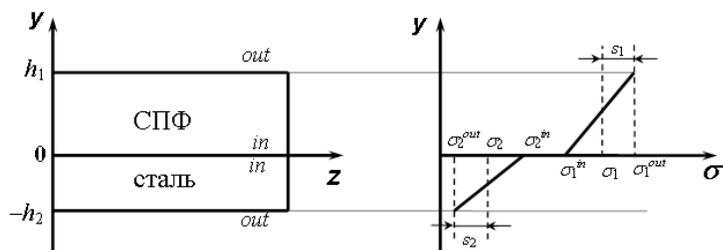


Рисунок 26. Схематическое изображение участка биметаллической пластины (слева) с указанием распределения напряжений в нем (справа). [76]

пластине – одноосное. Кроме того, полагали, что напряжения в крайних внешних и внутренних волокнах сплава с памятью формы равны  $\sigma_1^{out} = \sigma_1 + s_1$  и  $\sigma_1^{in} = \sigma_1 - s_1$ , а в стальном слое  $\sigma_2^{in} = \sigma_2 + s_2$  и  $\sigma_2^{out} = \sigma_2 - s_2$ , где  $\sigma_i$  — среднее значение напряжения в  $i$ -м слое, а  $s_i$  — максимальное отклонение от среднего значения. В этом случае статическое условие равенства нулю продольной силы  $N$  (на единицу ширины) в приращении приобретает вид

$$h_1 d\sigma_1 + h_2 d\sigma_2 = 0 \quad (14)$$

Полагали, что для изгиба биметаллического композита справедлива гипотеза плоских сечений, т.е. поперечные сечения биметаллической пластины остаются при изгибе плоскими и перпендикулярными изогнутой оси. Условие совместности деформаций в сварном шве имело вид:

$$d\varepsilon_1^{in} = d\varepsilon_2^{in}$$

Таким образом, было исключено проскальзывание слоёв композита в сварном шве относительно друг друга.

Упругопластические диаграммы изотермического деформирования элементов аппроксимировали кусочно-линейными функциями.

В неизотермических условиях предполагали, что сталь испытывает упругопластическую деформацию, которая описывается соотношением (16), и деформацию теплового расширения, пропорциональную изменению температуры  $dT$ :  $d\varepsilon_2^T = \alpha_2 dT$ , где  $\alpha_2$  — коэффициент теплового расширения стали. Деформация элемента из сплава с памятью формы (15) при изменении температуры складывается из

упругого формоизменения, деформации теплового расширения, деформации, связанной с фазовым переходом, и микропластической деформации, обусловленной аккомодацией мартенсита. В результате определяющие соотношения при неизотермическом деформировании приобретают следующий вид:

$$\begin{aligned}
 & d\varepsilon_1 \\
 &= \left\{ \frac{1}{E_1^A} + \left[ \left( \frac{1}{H_1^A} - \frac{1}{E_1^A} \right) H(|\sigma_1^*| - \sigma_1^y) H(d|\sigma_1^*|) \right] (1 - \Phi) \right\} d\sigma^* \\
 &+ \left\{ \frac{1}{E_1^M} - \left( \frac{1}{H_1^M} - \frac{1}{E_1^M} \right) H(|\sigma_1^*| - \sigma_1^y) H(d|\sigma_1^*|) \right\} \sigma^* d\Phi + \varepsilon_0 d\Phi \\
 &+ d(\alpha_1 T) \tag{15}
 \end{aligned}$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} d\sigma_2^* + \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) + \alpha_2 dT \tag{16}$$

Таким образом, была предложена упрощенная математическая модель поведения биметаллического композита состоящего из слоя с эффектом памяти формы и упругого слоя. Основным достоинством этой работы является то, что помимо упругопластической деформации она учитывает и деформацию, связанную с мартенситными превращениями, протекающими в слое с эффектом памяти формы во время теплосмены.

## Глава 2. Цель работы, объекты и методики исследования

### 2.1. Постановка задачи

Анализ научной литературы, приведенный в предыдущей главе, показывает, что биметаллические композиты из сплавов с памятью формы являются перспективными объектами и могут найти множество применений в различных областях техники. Установлено, что сварка взрывом обеспечивает удовлетворительное соединение сплавов с памятью формы с другими материалами, а вблизи зоны сварного соединения отсутствует нарушение структуры свариваемых сплавов. Разработаны методы управления фазовыми превращениями путем термообработки биметаллических образцов.

Можно с уверенностью предположить, что биметаллы, содержащие сплавы с памятью формы, могут служить в качестве термоприводов многократного действия с нелинейной зависимостью перемещений от температуры. Так, если биметаллическая пластина состоит из слоя с памятью и упругого слоя, то для её обратимого деформирования при теплосменах достаточно произвести предварительное деформирование биметалла при температурах, не превышающих температуру окончания прямого мартенситного перехода  $M_f$ . При последующем нагревании через интервал обратного мартенситного превращения реализация эффекта памяти формы приведет к полному или частичному возврату деформации, а упругий слой подвергнется деформированию. В результате в композите возникнут напряжения, которые в процессе охлаждения через интервал прямого мартенситного превращения будут способствовать накоплению композитом деформации вследствие реализации в материале с памятью формы эффекта пластичности превращения. При последующем термоциклировании будет наблюдаться обратимое деформирование, происходящее в температурных интервалах прямого и обратного фазовых переходов. Свойства сплавов с памятью формы, в частности никелида титана, таковы, что ожидаемая обратимая деформация термобиметалла будет многократно превышать деформацию,

реализуемую в термобиметаллах, работающих за счет разности коэффициентов термического расширения компонентов.

В предыдущей главе продемонстрированы возможности использования биметаллических композитов с памятью формы в качестве термоприводов для манипуляции микрообъектами. В этих работах в качестве материала с памятью формы использовали сплав TiNiCu в виде тонких лент, полученных сверхбыстрой закалкой из расплава. К сожалению, представленные данные не дают ответа на многие вопросы, связанные с разработкой и использованием термобиметаллов с памятью формы. Неизвестно, например, каким образом будут вести себя композиты, в которых реализуются различные мартенситные переходы. Не выяснено, как функционально-механическое поведение термобиметаллов с памятью формы зависит от состава слоёв в пластине и толщин этих слоёв; какие предварительные воздействия на биметалл являются оптимальными для достижения максимально возможной обратимой деформации. Не развиты способы описания и прогнозирования функциональных свойств термобиметаллов с памятью формы. Всё это препятствует разработке слоистых термочувствительных композитов с памятью формы с заданными свойствами и их эффективному использованию в различных технических приложениях.

Таким образом, целью работы явилось систематическое изучение функционально-механических свойств биметаллических композитов с памятью формы, определение оптимальных термических и деформационных воздействий на биметаллы для достижения максимальной обратимой деформации и развитие методов описания и прогнозирования термомеханического поведения термобиметаллов с памятью формы.

Для достижения указанной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Исследовать строение сварного соединения, структуру слоев и кинетику мартенситных превращений биметаллических композитов на основе сплава TiNi с эффектом памяти формы, полученных методом сварки взрывом.

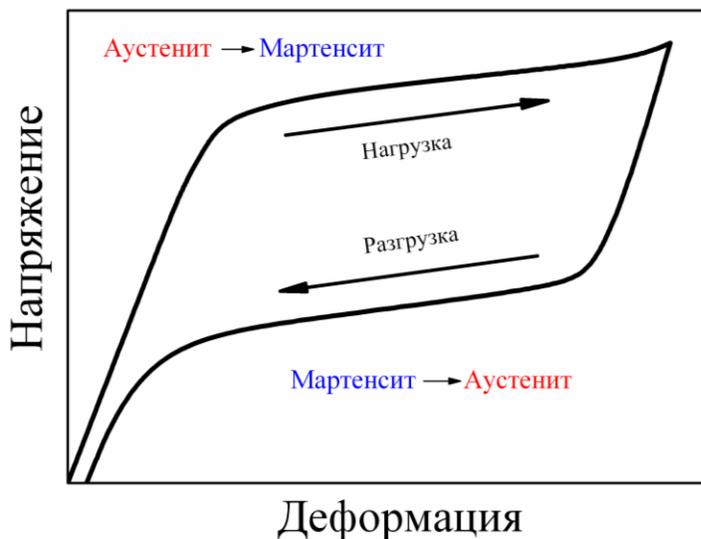
2. Изучить влияние режимов предварительной термообработки на структуру слоев и кинетику мартенситных превращений полученных биметаллических композитов.
3. Разработать методику испытания в режиме изгиба плоских образцов позволяющую производить деформирование при постоянной температуре с последующим термоциклированием в интервале температур мартенситных превращений сплавов с эффектом памяти формы, входящих в состав биметаллических композитов.
4. Изучить влияние различных факторов, таких как функциональные свойства слоя TiNi, состав материала упругого слоя, соотношение толщин слоев, величина предварительной деформации, режим предварительной термообработки и количества теплосмен на функциональные свойства биметаллических композитов.
5. Проанализировать возможность численного моделирования механического поведения биметаллических композитов на основе сплавов с эффектом памяти формы с использованием существующих теоретических моделей, описывающих термомеханическое поведение сплавов с эффектом памяти формы, путем сравнения полученных экспериментальных и расчетных данных.

## 2.2. Объекты исследования

На структуру и функциональные свойства биметаллических композитов оказывает влияние, прежде всего, химический состав слоев, составляющих композитный материал. Для того, чтобы исследовать влияние этого фактора в качестве объектов исследования выбраны биметаллы двух составов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”, полученные методом сварки взрывом.

В композите “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” роль упругого компонента биметалла выполняет слой стали. Роль функционального компонента выполняет сплав Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>. В качестве сплава с эффектом памяти формы был выбран сплав TiNi благодаря тому, что именно сплавы на основе никелида титана способны восстанавливать самые большие деформации при нагревании (до 11% деформации), а температурный интервал мартенситных превращений лежит между -100 °C до +100 °C, что делает его удобным для различных применений в технике. Еще одним неоспоримым преимуществом сплава TiNi является то, что, изменяя его состав и режим предварительной термообработки, можно направленно изменять кинетику происходящих в нём мартенситных превращений [77–79]. Так, в выбранном для исследования сплаве Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> после отжига при температуре 600°C происходит превращение из кубической B2 в моноклинную B19' структуры при охлаждении. Однако, если сплав будет подвергнут термообработке при температуре от 400°C до 500°C, то это приведёт к образованию дисперсных частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, которые стимулируют возникновение при превращении промежуточной R-фазы, имеющей ромбоэдрическую кристаллическую решетку [79]. В результате, после вышеуказанной термообработки сплав Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> претерпевает мультстадийное B2→R→B19' превращение при охлаждении, и B19'→B2 превращение при нагревании. Таким образом, подвергая биметалл “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>”, различным термообработкам, можно изучить влияние последовательности и кинетики мартенситных превращений на способность биметалла к формоизменению при многократных теплосменах.

Для создания второго композита, были использованы два сплава TiNi с различными составами. Сплав Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> исполнял роль функционального слоя. Эквиатомный состав был выбран для обеспечения рабочего интервала температур в интервале от 0 °С до +150°С. Сплав Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub> играет роль упругого слоя,



поскольку такая композиция проявляет эффект псевдоупругости. Рисунок 27. Схематическое изображение эффекта псевдоупругости.

[80], обеспечивая возврат больших неупругих деформаций при разгрузке (Рисунок 31). Таким образом, после предварительного деформирования сплава при температуре, немного превышающей температуру  $A_k$ , он может вернуть до 8 % неупругой деформации при разгрузке (Рисунок 27). Можно предположить, что использование сплава TiNi, демонстрирующего эффект псевдоупругости, в качестве упругого слоя позволит добиться больших значений обратимой деформации образца при многократных теплосменах.

Такой выбор образцов позволил исследовать влияние состава материала упругого слоя (сталь X18H10T или сплав TiNi, обладающий псевдоупругостью) и режим предварительной термообработки на структуру и функциональные свойства биметаллических композитов. Для термообработки были выбраны два режима: отжиг при температуре 600°С в течение 1 часа с последующей закалкой в воде и отжиг при температуре 450°С в течение 2 часов с последующей закалкой в воде. Перед указанными термообработками проводили гомогенизирующий отжиг при температуре 800°С в течение 20 минут с последующей закалкой в воде.

Для получения биметаллических образцов использовали пластины, имеющие следующие размеры:

Сталь X18H10T – 50 x 100 x 0,8 мм

Сплав  $Ti_{50}Ni_{50}$  – 50 x 100 x 0,9 мм

Сплав  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  – 50 x 100 x 1,7 мм

Состав сплавов  $Ti_{50}Ni_{50}$  и  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  определяли по зависимости температур мартенситных превращений от содержания никеля в композиции TiNi [7] с точностью  $\pm 0,1$  ат.% Ni.

Сварку взрывом осуществляли по режиму, описанному в [81]<sup>1</sup>. При изготовлении образцов использовали взрывчатое вещество аммонит с содержанием 30% NaCl в качестве пламегасителя. Угол налета пластин при сварке составлял  $12^\circ$ , а скорость налетающей пластины составляла 450 м/с. После сварки взрывом толщина биметаллических пластин составляла 2,33 мм для композита “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” и 2,06 мм для композита “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ”. Из полученных пластин на электроэрозионном станке вырезали образцы для структурных и механических испытаний.

---

<sup>1</sup> Образцы предоставлены профессором Рубаником В.В.

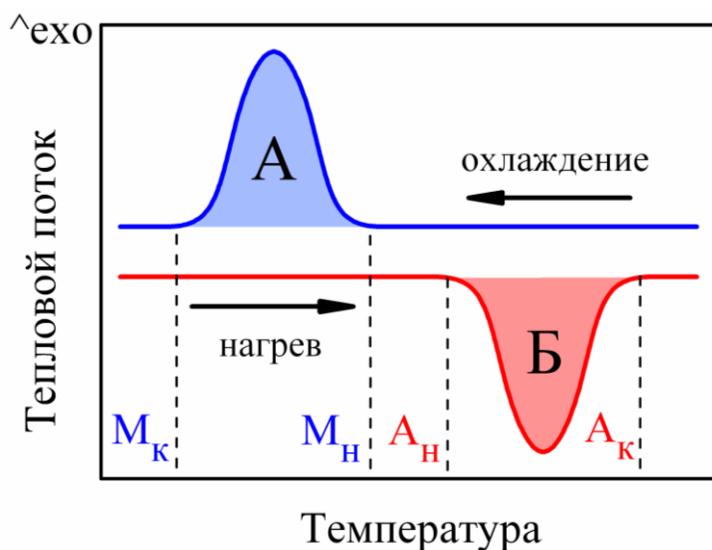
### 2.3. Методы исследования

Для достижения поставленной в работе цели использовали различные методики исследования материалов, описанные ниже.

#### *Микроскопия*

Для анализа структуры биметаллов в области сварного соединения на предмет наличия дефектов (несплошностей, пор, трещин, зон локального оплавления) использовали световой микроскоп и сканирующий электронный микроскоп Zeiss Merlin с полевым эмиссионным катодом колонной электронной оптики GEMINI-П<sup>2</sup>. Перед исследованием образцы подвергали шлифовке и полировке с помощью аппарата Buehler Beta.

#### *Дифференциальная сканирующая калориметрия*



Мартенситные превращения изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Методика ДСК позволяет измерять разность тепловых потоков между исследуемым образцом и эталонным образцом при одновременном изменении температуры обоих с постоянной скоростью. Результаты

Рисунок 28. Схематичное изображение дифференциальной сканирующей калориметрических кривых для материалов, испытывающих фазовые превращения I рода.

претерпевающих фазовые превращения, схематично представлены на Рисунке 28. Анализ данных позволяет определить как температуры начала ( $A_H$  и  $M_H$ ) и окончания ( $A_K$  и  $M_K$ ) прямого и обратного мартенситных превращений, так и энергию превращения, выделившуюся

<sup>2</sup> Электронно-микроскопические исследования были выполнены в Междисциплинарном Ресурсном Центре по направлению "Нанотехнологии" Санкт-Петербургского государственного университета.

(А) или поглотившуюся (Б) при переходе из одного фазового состояния в другое. Величина энергии определяется как площадь под калориметрическим пиком (см. Рисунок 28). Для проведения калориметрических исследований использовали дифференциальный сканирующий калориметр Mettler Toledo 822°, в котором образцы массой 5 мг нагревали и охлаждали в интервале температур  $-100^{\circ}\text{C} \div 150^{\circ}\text{C}$  со скоростью  $10^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ .

#### *Испытания на микротвердость*

Для исследования механических свойств биметаллов после сварки взрывом и после различных термообработок производили измерения микротвердости. Определяли распределение микротвердости в поперечном сечении образцов в направлении, перпендикулярном сварному шву. Испытания проводили по методу Виккерса с использованием микротвердомера Buehler Micromet 5103.

#### *Методика трехточечного изгиба*

Полученные биметаллические объекты предполагают возможное использование их в качестве термопривода многократного действия, работающего в режиме изгиба, поэтому для исследования функционально-механических свойств в изотермических условиях и при многократных теплосменах использовали методику трехточечного изгиба. Изгибали образцы длиной 40 мм и шириной 5 мм. Биметаллические пластины деформировали при некоторой постоянной температуре методом трехточечного изгиба до различных значений предварительной деформации  $\varepsilon_{\text{пр}}$  и разгружали, измеряя остаточную деформацию  $\varepsilon_{\text{ост}}$ . Далее образцы нагревали до температуры, превышающей температуру окончания обратного мартенситного превращения, при этом наблюдали возврат деформации  $\varepsilon^{\text{ПФ}}$  за счет эффекта памяти формы. После этого образцы подвергали термоциклированию и измеряли самопроизвольную обратимую деформацию при теплосменах  $\varepsilon_{\text{обр}}$ . Таким образом, испытания данной методикой можно условно разделить на два этапа. Первый этап соответствовал изотермическому активному деформированию образца с последующей разгрузкой, при этом получали диаграмму деформирования в

координатах  $\sigma - \varepsilon$ . Второй этап описывал деформационное поведение изучаемого образца в неизотермических условиях. Результатом являлось получение зависимости  $\varepsilon - T$ , позволяющей производить качественную и количественную оценку явлений формоизменения, связанных с мартенситными превращениями.

Эксперименты выполняли с помощью универсальной испытательной машины Lloyd LR30K Plus, оснащенной термокамерой. Штатная термокамера испытательной

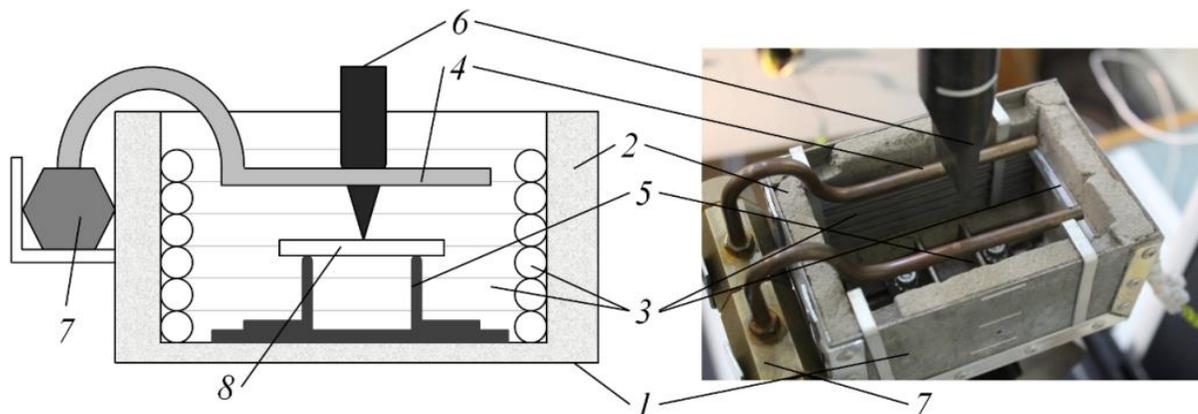


Рисунок 29. Термокамера для проведения экспериментов по методике трехточечного изгиба при теплосменах: схема (а) и внешний вид (б). 1 – корпус термокамеры, 2 – теплоизолирующий материал, 3 – нагревательные элементы, 4 – трубки охлаждения, 5 – база, 6 – индентор, 7 – распределительный штуцер системы охлаждения, 8 – образец.

машины предназначена для изотермических испытаний и оказалась мало пригодна для экспериментов с переменной температурой. Это связано с двумя обстоятельствами. Во-первых, большой рабочий объем термокамеры значительно увеличивает время проведения экспериментов, а также не позволяет охладить образец до температуры ниже  $+10^{\circ}\text{C}$ . Во-вторых, температурное расширение внутренних частей машины, находящихся в термокамере (захваты, база, шток индентора), имеет величину одинакового порядка с измеряемыми величинами деформации, что существенно снижает на точность измерения деформации. В связи с этим была спроектирована и сконструирована новая термокамера, имеющая малый рабочий объем. Термокамера имеет возможность изменения температуры образца в широком диапазоне температур. Принципиальная схема устройства термокамеры и её внешний

вид представлены на Рисунке 29. Термокамера состоит из корпуса (1), покрытого теплоизолирующим материалом (2), систем нагрева (3) и охлаждения (4, 7), базы (5) и индентора (6), закрепленного на траверсе испытательной машины. Образец 8, опертый на базу 5, деформировали методом трехточечного изгиба до заданной величины предварительной деформации путем приложения силы  $F$  к индентору 6. Величина усилия определялась датчиком силы испытательной машины. Образец мог быть нагрет с помощью нагревательных элементов 3, представляющих из себя спирали из нихромовой проволоки диаметром 0,25 мм, помещенные в кварцевые трубки диаметром 5 мм. Нагрев спирали осуществляли путем пропускания электрического тока. Охлаждение образца осуществляли путем подачи паров выкипающего жидкого азота в распределительный штуцер 7, который направлял их далее к образцу через отверстия в охлаждающих трубках 4. Диаметр отверстий составлял 1 мм, а диаметр трубок 6 мм с толщиной стенок 1мм. Пары выкипающего азота попадали в распределительный штуцер через соединительный шланг, сообщающийся с сосудом Дьюара, в который помещали электронагревательный элемент. Таким образом, изменяя силу тока в системах охлаждения и нагрева можно было изменять как максимальную температуру рабочего объема термокамеры, так и скорость изменения температуры в ходе эксперимента. Измерение температуры образца осуществляли с помощью хромель-копелевой термопары. Ниже представлены основные технические характеристики:

*Габаритные размер термокамеры (ДхШхВ), мм – 125 х 85 х 65*

*Размер рабочей части термокамеры (ДхШхВ), мм – 100 х 60 х 55*

*Рабочий объем термокамеры, см<sup>3</sup> – 330*

*Минимальная температура рабочего объема термокамеры, °С – -55*

*Максимальная температура рабочего объема термокамеры, °С – +200*

*Максимальная мощность нагревательного элемента, Вт – 700*

Устройство термокамеры предполагало также возможность охлаждения образца до температуры -197°С путем наполнения её жидким азотом.

Использование данной методики позволило регистрировать изменение деформации образцов при многократных теплосменах в широком интервале температур. Во время эксперимента фиксировали показания силы  $F$ , действующей на образец, и перемещение траверсы испытательной машины  $f$  (величины прогиба), которые в дальнейшем пересчитывали в значение изгибающего момента  $M$  и деформации  $\varepsilon$  в наружном волокне изгибаемого образца:

$$M = \frac{F \cdot L_s}{4}$$

где  $L_s$  – ширина базы при изгибе,

$$\varepsilon = \frac{h}{2R} 100\%$$

где  $h$  – толщина образца,  $R$  – радиус кривизны изгиба, вычисленный как

$$R = \frac{f}{2} + \frac{L_s^2}{8f}$$

Важно отметить, что расчет деформации  $\varepsilon$  по приведенной выше формуле предполагает, что нейтральная линия при изгибе проходит в точности по середине толщины изгибаемой пластины. Очевидно, что если биметалл состоит из двух различных материалов с разными модулями Юнга, то нейтральная линия не будет проходить посередине пластины и необходимо применять формулы для биметалла, составленного из разных материалов. Однако, такая оценка деформации оказывается невозможной и не будет соответствовать реальной ситуации, поскольку при изменении температуры свойства сплавов с памятью формы существенно изменяются. Для никелида титана, например, модуль Юнга при изменении температуры может изменяться в 2 – 4 раза. В связи со сказанным, положение нейтральной линии, а, следовательно, и величина деформации в наружном волокне биметалла в каждый момент времени оказывается различной. По этой причине для оценки деформации использовали приведенную выше формулу.

Описанная методика позволила исследовать функционально-механические свойства при многократных теплосменах различных биметаллических образцов, подвергнутых различным предварительным термообработкам

## Глава 3. Результаты исследований

### 3.1. Результаты экспериментальных исследований

При сварке взрывом материалы соединяемых деталей подвергаются ударно-волновому нагружению и интенсивному деформированию в области поверхности раздела двух материалов. Это приводит к изменению механических и функциональных свойств, изменению химического и фазового состава свариваемых материалов. В связи с этим в работе предприняты исследования структуры, фазовых переходов и механических свойств в исследуемых биметаллах после сварки взрывом.

#### 3.1.1. Исследование структуры сварного соединения биметаллических композитов

Структуру сварного соединения биметаллических композитов изучали методом световой и электронной сканирующей микроскопии. Это позволило изучить морфологию поверхности соединения, влияние процесса сварки на структуру свариваемых материалов, а также определить наличие дефектов сварного соединения. На Рисунке 30 представлены изображения области сварного соединения биметалла “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” (Рисунок 30а) и биметалла “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (Рисунок 30б). Видно, что сварка взрывом не привела к образованию видимых дефектов или трещин. В композите “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” также как и в композите “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” поверхность соединения является волнистой. На границе сварного соединения двух сплавов TiNi на Рисунке 30б можно наблюдать особенности, которые могут быть связаны с локальным расплавлением металла в процессе соединения.

На Рисунке 31 представлены изображения области сварного соединения, полученные в колонне электронного микроскопа. Из Рисунка 31а видно, что в биметаллическом композите “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” граница соединения имеет волнообразный характер с длиной волны около 800 мкм и амплитудой порядка 150 мкм. На немногочисленных участках границы соединения материалов вблизи краев

соединяемых пластин были обнаружены микротрещины. Никаких других видимых металлургических дефектов в виде пор или зон локального плавления свариваемых материалов в композите “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” обнаружено не было.

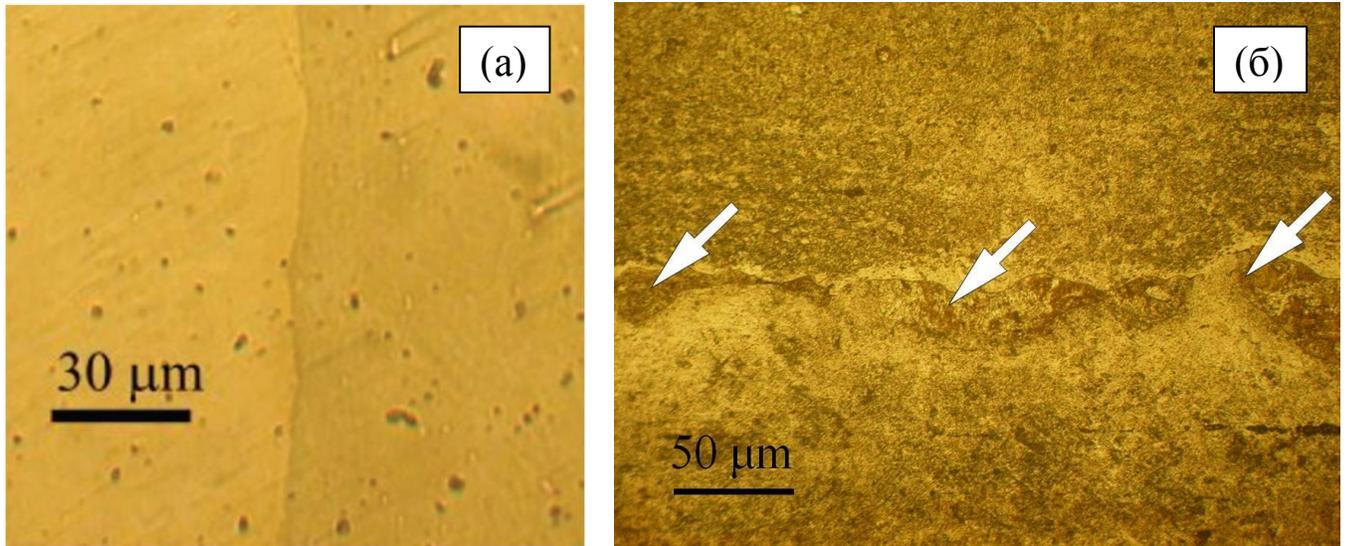


Рисунок 30. Оптическая микроскопия зоны сварного соединения биметаллических композитов “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” (а) и “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” (б). Стрелками указаны области локального плавления

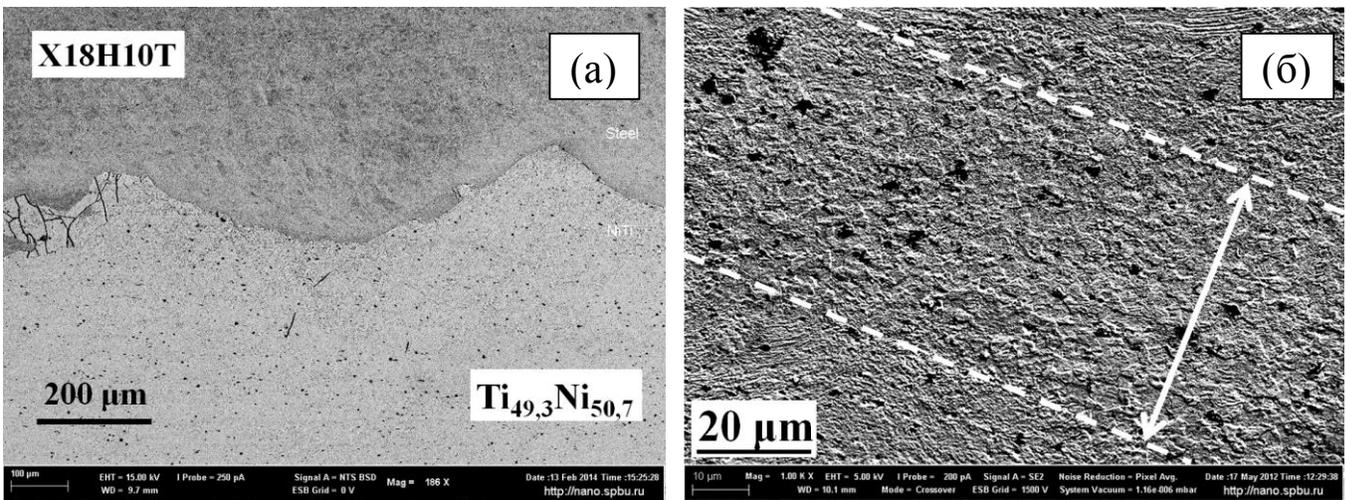


Рисунок 31. СЭМ изображения области сварного соединения биметаллического композита “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” (а) и “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” (б). Пунктиром выделена область композита “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” с измельченной зеренной структурой.

Изучение поверхности соединения биметаллического композита “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ” выявило наличие области с заметно измельченной зеренной структурой (Рисунок 31б). Большие пластические деформации, возникшие на границе соединения в момент соударения пластин, могли привести к уменьшению размера зерен в этой области. Это позволило предположить, что зона сварного соединения проходит внутри данной области. Это утверждение подтверждается тем фактом, что в некоторых участках этой области были обнаружены микроскопические участки с зернами, обладающими столбчатой структурой (Рисунок 32). Согласно [41], на границе соединения свариваемых пластин может происходить локальное плавление материалов под действием энергии, выделившейся в процессе сварки. При последующем остывании материал в этих областях будет кристаллизоваться, и иметь преимущественно столбчатую структуру. Таким образом, по положению областей с данной структурой можно судить о морфологии поверхности границы соединения в биметалле “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ”. Никаких других видимых макроскопических дефектов обнаружено не было.

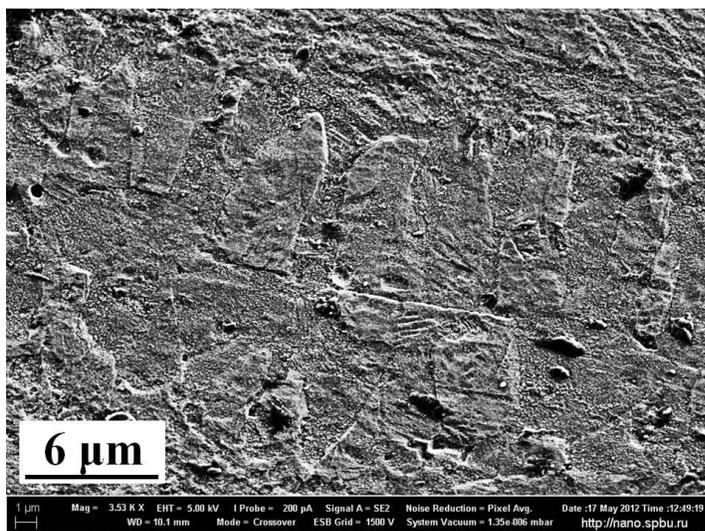


Рисунок 32. СЭМ Изображение зерен со столбчатой кристаллической структурой, обнаруженных в области сварного шва композита “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ”

Известно, что во многих случаях процесс сварки взрывом может сопровождаться взаимным перемешиванием химических элементов, входящих в состав свариваемых материалов. Это может быть вызвано как взаимным массопереносом вещества из одного слоя в другой под действием энергии взрыва, так и образованием твердых растворов в результате локального плавления свариваемых пластин. Оба этих механизма могут приводить к

образованию в области соединения интерметаллидов. Для того чтобы исключить факт образования подобных соединений в изучаемых биметаллах, а также для определения ширины зоны перемешивания, исследовали распределение химического состава в композитах в направлении, перпендикулярном сварному шву. На Рисунке 33 представлено распределение химических элементов в поперечном сечении биметалла “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ”. Перемешивание компонентов слоев наблюдается в очень узкой области вблизи сварного шва. Область перемешивания со стороны слоя TiNi составила 2 мкм, а со стороны стали X18H10T – 4 мкм. Вне зоны перемешивания, суммарной шириной 6 мкм, химический состав слоев соответствует химическому составу материалов, использованных для производства композита. В процессе анализа подобных зависимостей, полученных для различных сечений образца, каких-либо изменений химического состава, связанных с образованием интерметаллидов или выпадением частиц вторичных фаз, выявлено не было.

В композите “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” интерметаллиды, частицы вторичных фаз в

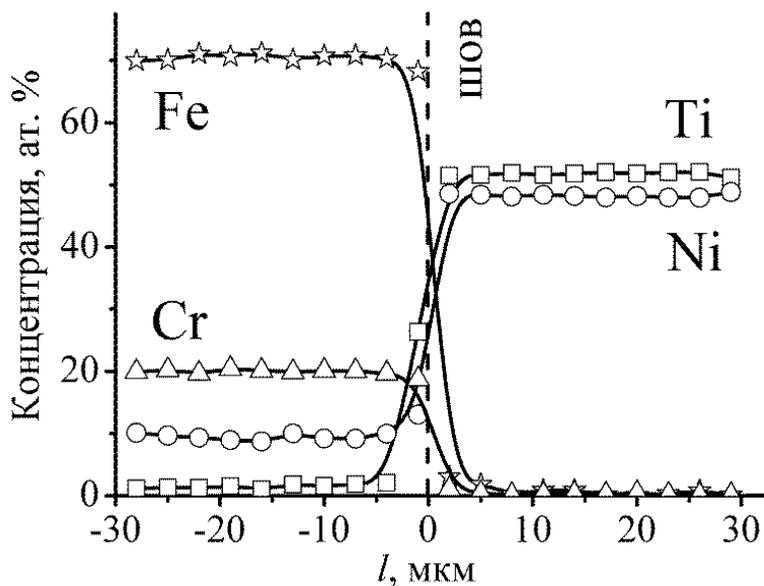


Рисунок 33. Распределение химических элементов в биметаллическом композите “сталь X18H10T –  $Ti_{49,4}Ni_{50,7}$ ” вблизи области соединения материалов.

области соединения двух материалов и признаки переходной зоны также не обнаружены. Это объясняется близостью составов свариваемых пластин TiNi.

Анализ результатов электронной сканирующей микроскопии и исследования распределения химических элементов в слоях полученных биметаллических композитах показал, что сваркой взрывом могут быть получены

качественные соединения сплава TiNi. В частности, показано отсутствие каких-либо видимых макроскопических дефектов связанных с образованием нежелательных частиц вторичных фаз и интерметаллидов которые могут приводить к снижению прочности сварного соединения. Это говорит о том, что полученные образцы биметаллических элементов могут быть подвергнуты активным механическим воздействиям и могут быть использованы в качестве образцов при изучении функционально-механических свойств подобных композиционных материалов.

### 3.1.2. Влияние режимов термообработки на мартенситные превращения в биметаллических композитах

Известно, что функционально-механические свойства сплава TiNi напрямую зависят от фазовых превращений, протекающих в нём. Поэтому важно изучить влияние процесса сварки на кинетику мартенситных превращений в биметаллических композитах. В случае нарушения кинетики, необходимо иметь представление о влиянии режимов последующих термообработок, которые могут быть использованы в качестве метода ее восстановления и направленного изменения.

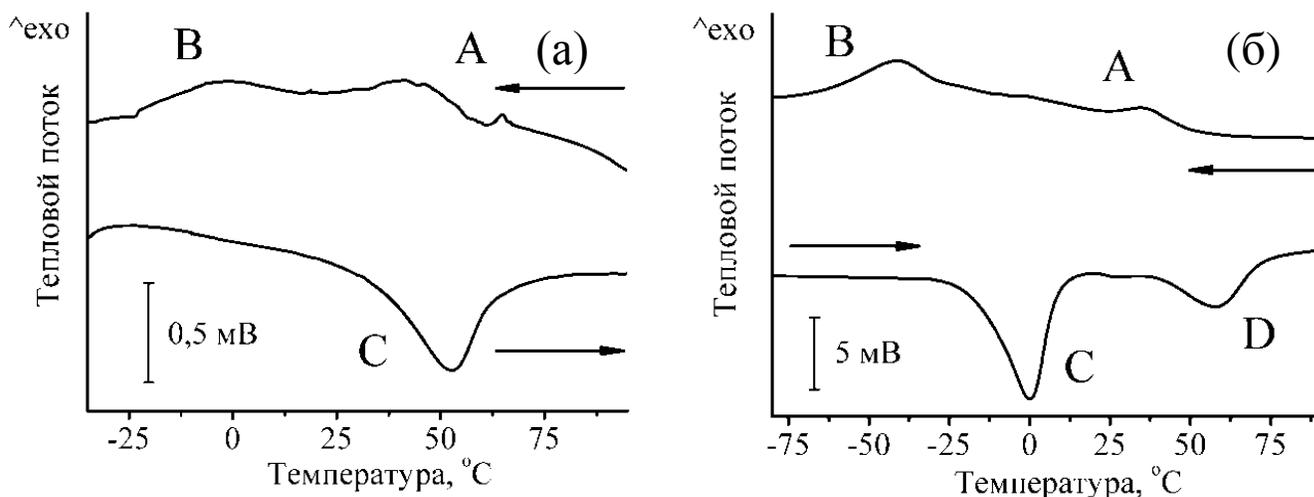


Рисунок 34. ДСК кривые, полученные при охлаждении и нагреве биметаллических композитов “сталь X18Ni10T – Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б) после сварки взрывом.

На Рисунке 34 представлены кривые дифференциальной сканирующей калориметрии, полученные при охлаждении и нагреве биметаллических композитов “сталь X18Ni10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” после сварки взрывом. На зависимости представленной на Рисунке 34а можно различить два пика выделения тепла при охлаждении (пики А и В) и один пик поглощения тепла при нагревании (пик С). Наличие этих пиков связано с мартенситными превращениями, происходящими в слое Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> при теплосменах. С использованием методики термоциклирования в неполных интервалах [82] было установлено, что пик А соответствует мартенситному

переходу из кубической В2-фазы в ромбоэдрическую R-фазу, пик В соответствует переходу из ромбоэдрической R-фазы в орторомбическую с моноклинным искажением В19'-фазу, а пик С соответствует обратному мартенситному превращению из В19'-фазы в В2-фазу. Таким образом, было показано, что после сварки взрывом слой TiNi биметаллического композита “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” претерпевает мультистадийное В2→R→В19' прямое превращение при охлаждении и обратное В19'→В2 превращение при нагревании. Судя по тому, что все превращения проходят в широком интервале температур и сопровождаются выделением или поглощением малого количества энергии можно заключить, что сварка взрывом оказала негативное влияние на кинетику мартенситных превращений в сплаве TiNi.

На Рисунке 34б представлены калориметрические кривые, полученные при охлаждении и нагревании композита “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” после сварки взрывом. Хорошо видно, что, также как и в случае с композитом “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>”, мартенситные переходы частично подавлены в результате сварки взрывом. Тем не менее, можно выделить два пика выделения тепла при охлаждении и два пика поглощения тепла при нагреве. Было установлено, что эти пики связаны с В2↔В19' переходами, происходящими в различных температурных интервалах в двух компонентах биметалла последовательно. Известно, что избыточное содержание никеля в сплаве TiNi приводит к понижению температур мартенситных превращений. Поэтому представляется очевидным, что пики А и D соответствуют прямому В2→В19' и обратному В19'→В2 превращениям соответственно в слое Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>, а низкотемпературные пики В и С – таким же превращениям в слое Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>.

Анализ калориметрических кривых полученных для биметаллических композитов после сварки взрывом показал, что сварка оказывает существенное влияние на кинетику мартенситных превращений. Это негативное влияние выражается в расширении температурных интервалов мартенситных переходов и уменьшении энергии превращения. Подобное происходит в никелиде титана после большой пластической деформации. Очевидно, что и при сварке взрывом происходит

пластическое деформирование соударяемых пластин что и приводит к наблюдаемым эффектам

Естественно ожидать, что и деформационные эффекты, связанные с мартенситными переходами в данном сплаве, такие как эффект памяти формы и эффект обратимой памяти формы, будут реализовываться в полной мере. Из работы [57] следует, что отжиг может быть использован для восстановления кинетики мартенситных превращений. Поскольку сплав  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ , входящий в состав обоих композитов, при отжиге склонен к формированию в его матрице частиц вторичной фазы  $Ti_3Ni_4$ , способных оказывать влияние на кинетику мартенситных превращений, то в качестве режимов термообработки были выбраны отжиги при температурах  $450^{\circ}C$  и  $600^{\circ}C$ . Отжиг при температуре  $450^{\circ}C$  приводит к формированию этих частиц, а при отжиге при температуре  $600^{\circ}C$  наблюдается их растворение.

На Рисунке 35 представлены кривые дифференциальной сканирующей калориметрии, полученные при охлаждении и нагревании биметаллических композитов “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” и “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” после отжига при температуре  $600^{\circ}C$  в течение одного часа. Видно, что после отжига произошли изменения в кинетике мартенситных превращений биметаллического композита “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” (Рисунок 35а), которые заключаются в сужении температурных интервалов пиков и увеличении их энергии. Представленные кривые указывают на то, что слой TiNi биметалла претерпевает одно фазовое превращение при охлаждении (пик А) и одно фазовое превращение при нагревании (пик В). С использованием методики термоциклирования в неполных температурных интервалах, описанной в [82], было установлено, что пик А соответствует превращению  $B2 \rightarrow B19'$ , а пик В соответствует превращению  $B19' \rightarrow B2$ .

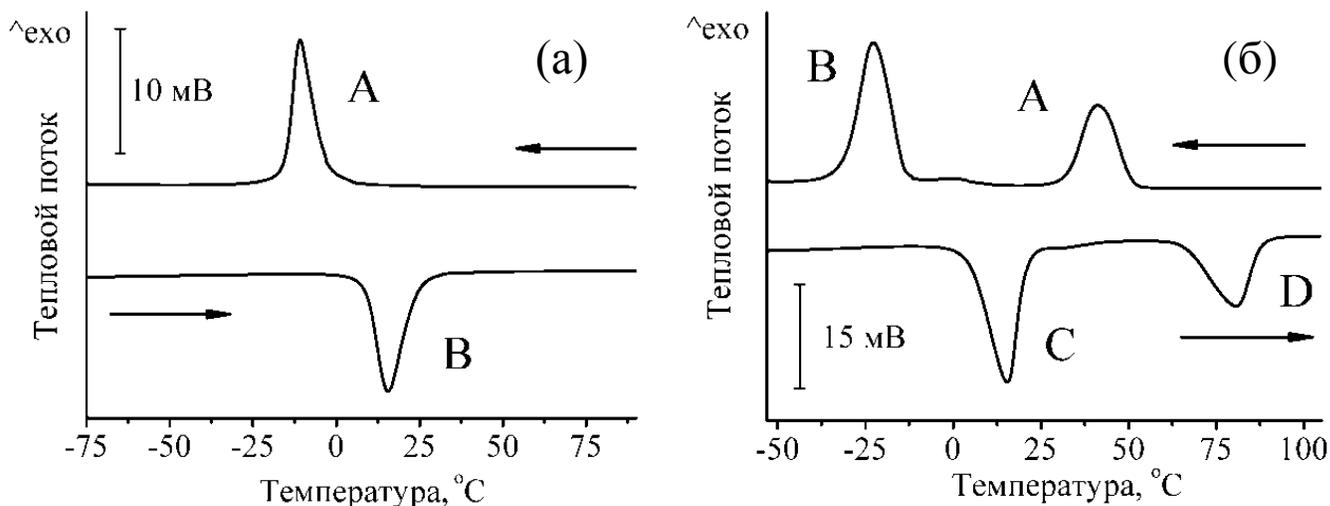


Рисунок 35. ДСК кривые, полученные при охлаждении и нагреве биметаллических композитов “сталь X18H10T –  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ ” (а) и “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” (б) после термообработки при температуре  $600^{\circ}C$  в течение одного часа.

Калориметрические исследования биметалла “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” после отжига при температуре  $600^{\circ}C$  в течение одного часа (Рисунок 35б), показывает наличие в биметалле двух пиков выделения тепла при охлаждении (пики А и В) и двух пиков поглощения тепла при нагревании (пики С и D). Установлено, что пик А соответствует  $B2 \rightarrow B19'$  превращению в слое  $Ti_{50}Ni_{50}$ , пик В соответствует превращению  $B2 \rightarrow B19'$  в слое  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ , пик С вызван обратным превращением  $B19' \rightarrow B2$  в слое  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ , а пик D связан с  $B19' \rightarrow B2$  превращением в слое  $Ti_{50}Ni_{50}$ . Таким образом, после термообработки при температуре  $600^{\circ}C$  в течение одного часа оба слоя биметаллического композита претерпевают обратимое  $B2 \leftrightarrow B19'$  превращение в различных температурных интервалах.

В результате, установлено, что термообработка при температуре  $600^{\circ}C$  в течение одного часа приводит к восстановлению кинетики мартенситных превращений в обоих композитах. После указанной термообработки сплав TiNi, входящий в состав обоих композитов, претерпевает  $B2 \leftrightarrow B19'$  превращения вне зависимости от своего состава.

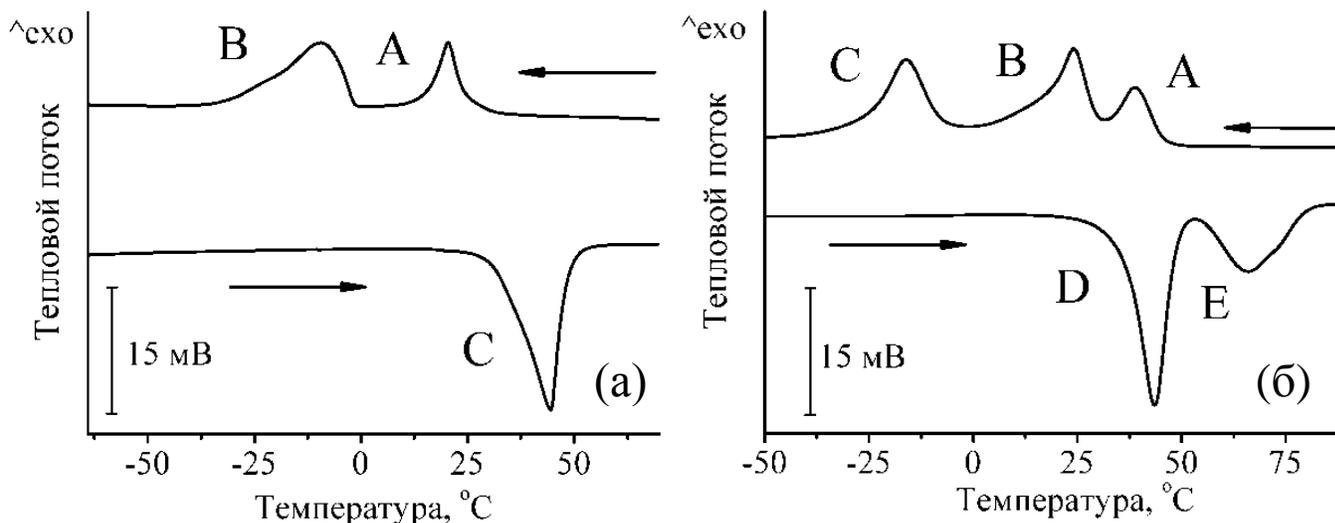


Рисунок 36. ДСК кривые, полученные при охлаждении и нагреве биметаллических композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б) после термообработки при температуре 450°C в течение двух часов.

На Рисунке 36 представлены кривые дифференциальной сканирующей калориметрии, полученные при охлаждении и нагревании биметаллических композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” после отжига при температуре 450°C в течение двух часов. Из Рисунка 36а видно, что в биметалле “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” после указанной термообработки можно наблюдать два пика выделения тепла (пики А и В) при охлаждении и один пик (пик С) поглощения тепла при нагревании. Наличие этих пиков обусловлено реализацией в слое Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> биметалла различных фазовых превращений. Пик А соответствует мартенситному превращению из кубической В2-фазы в ромбоэдрическую R-фазу, пик В соответствует переходу из ромбоэдрической R-фазы в орторомбическую с моноклинным искажением В19'-фазу. Таким образом, сплав Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> после термообработки претерпевает мультстадийное В2→R→В19' прямое превращение при охлаждении и обратное В19'→ В2 превращение при нагревании. Наличие промежуточной R-фазы при охлаждении обусловлено тем, что, как известно [79] в процессе отжига при температурах от 450°C до 500°C в сплаве TiNi с содержанием

никеля более 50,2% наблюдается выпадение частиц  $Ti_3Ni_4$ , которые являются причиной возникновения промежуточной фазы при охлаждении.

Исследование кинетики мартенситных превращений в биметалле “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ” после отжига при температуре  $450^{\circ}C$  в течение двух часов выявило наличие трех пиков выделения тепла при охлаждении (пики А, В и С) и двух пиков поглощения тепла при нагревании (пики D и E) (Рисунок 366). Было установлено, что пик А обусловлен  $B2 \rightarrow R$  превращением, пик В связан с  $B19' \rightarrow B2$  переходом, пик С -  $R \rightarrow B19'$  превращением, а пики D и E с обратными  $B19' \rightarrow B2$  превращениями. Таким образом, слой  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  претерпевает мультистадийное превращение  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  при охлаждении, которое соответствовало пикам А и С, и обратное превращение  $B19' \rightarrow B2$  соответствующее пику D. Одновременно с этим слой  $Ti_{50}Ni_{50}$  претерпевает обратимое  $B2 \leftrightarrow B19'$  превращение при теплосменах (пики В и E).

Подводя итог сказанному, отметим следующее. Исследование показывает, что сварка взрывом приводит к частичному нарушению кинетики мартенситных превращений в обоих биметаллических композитах. Последующая термообработка приводит к ее полному восстановлению и может быть использована для достижения желаемой кинетики мартенситных превращений в слоях  $TiNi$  биметаллических композитов. Так, после термообработки при температуре  $600^{\circ}C$  в течение одного часа во всех сплавах  $TiNi$ , входящих в состав изучаемых биметаллов, наблюдалось обратимое  $B2 \leftrightarrow B19'$  превращение. Однако отжиг при температуре  $450^{\circ}C$  в течение двух часов привел к тому, что богатые никелем слои  $TiNi$  стали претерпевать двухстадийное  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  превращение при охлаждении. В то время как после такой термообработки эквиатомный слой биметалла “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ” по-прежнему претерпевает обратимое  $B2 \leftrightarrow B19'$  превращение при теплосменах. Из всего сказанного можно заключить, что выбор режима термообработки может быть использован не только для восстановления функциональных свойств биметаллических композитов с эффектом памяти формы, но и для их направленного изменения.

### 3.1.3. Влияния сварки взрывом и режимов последующей термообработки на микротвердость биметаллических композитов.

Результаты исследования кинетики мартенситных превращений в биметаллических образцах показали, что после сварки взрывом в слоях композитов присутствуют признаки воздействия больших пластических деформаций. Понятно, что такое воздействие оказывает существенное влияние на механические свойства материалов, составляющих биметаллический композит, особенно в зоне, близкой к контактирующим при ударе поверхностям. С целью изучения механических свойств исследуемых биметаллов производили измерения распределения значения микротвердости в образцах. Измерения проводили в поперечном сечении в направлении, перпендикулярном сварному шву.

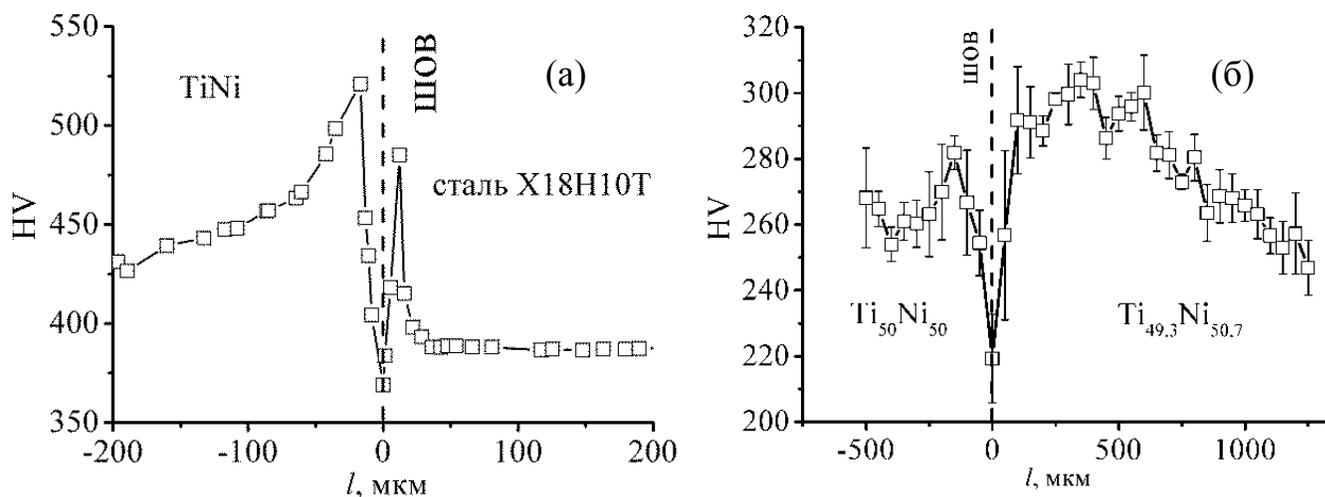


Рисунок 37. Распределение микротвердости в биметаллических образцах “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б) после сварки взрывом

На Рисунке 37 представлены результаты измерений микротвердости в образцах непосредственно после сварки взрывом. Измерения микротвердости в исходных пластинах TiNi и стали X18H10T показали что, сталь является более мягким материалом по отношению к TiNi. Так средняя твердость стали составляет 250 HV, а

средняя твердость TiNi - 360 HV. Анализ распределения микротвердости в биметалле “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” после проведенной сварки взрывом показал, что средняя твердость стального слоя увеличилась до 380 HV, тогда как твердость слоя TiNi увеличилась до 420 HV и выше. Рисунок 37а показывает распределение микротвердости в композите “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” в направлении, перпендикулярном сварному шву. Видно, что в области соединения двух материалов наблюдается резкое падение значения микротвердости. Согласно [41], интенсификация режимов сварки при определенных условиях может привести к появлению подобного эффекта в непосредственной близости от линии соединения. Резкое понижение твердости металла в данной области связано с чрезмерным энерговыделением при сварке. Это энерговыделение приводит к разогреву до высоких температур под действием выделившегося тепла, что и разупрочняет металл.

На Рисунке 37б представлено распределение микротвердости в биметаллическом образце “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” после сварки взрывом. Результаты показали, что после сварки значение микротвердости распределено немонотонно по толщине биметаллического образца и составляет от 210 до 310 HV. Обнаружено значительное падение величины микротвердости в области сварного шва по сравнению со значением микротвердости в слоях биметаллического композита. Уменьшение значения микротвердости, наблюдаемое в области шва, может быть вызвано теми же причинами, как и в случае с композитом “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>”.

На Рисунке 38 представлено распределение значения микротвердости в направлении перпендикулярном сварному шву в биметаллических образцах после термообработки, следующей после сварки взрывом. Рисунок 38а показывает изменение микротвердости по толщине образца в биметаллическом композите “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” после отжига при температуре 500°C в течении двух часов. Видно, что отжиг не привел к изменению среднего значения микротвердости в слое TiNi. Кроме того термообработка привела к установлению монотонного

распределения значения микротвердости почти по всей толщине слоя никелида титана. В стальном слое отжиг также привел к установлению равномерного распределения микротвердости. Из Рисунка 38а видно, что отжиг не устранил особенность на границе соединения двух материалов, которая заключается в существенном уменьшении значения микротвердости в области сварного шва.

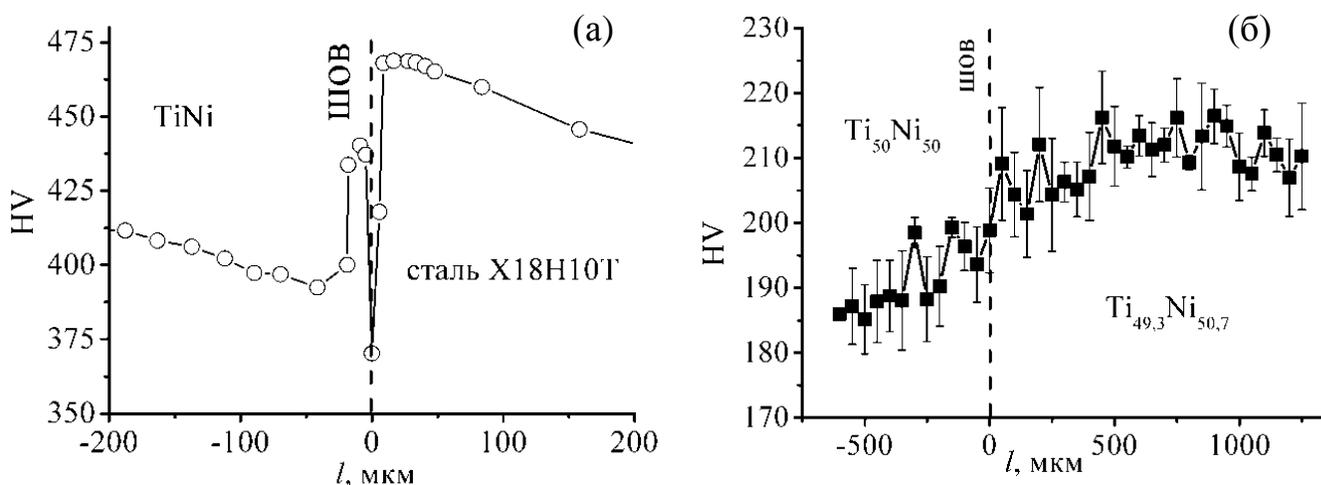


Рисунок 38. Распределение значения микротвердости в направлении, перпендикулярном сварному шву, в биметаллическом образце “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” после термообработки при температуре 500°C (а) и в биметаллическом образце “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” после термообработки при температуре 600°C (б).

Рисунок 38б, показывает результат воздействия отжига на распределение твердости в биметаллическом композите “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”. Термообработка была проведена при температуре 600°C в течение одного часа. На представленной зависимости видно небольшое различие в значениях микротвердости двух слоев. Так, среднее значение микротвердости слоя Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> составляла 190 HV, в то время как среднее значение микротвердости слоя Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> равнялась 210 HV. Заметим, что термообработка привела к устранению особенности в виде падения микротвердости на границе соединения двух материалов. Видно, что значение твердости изменяется монотонно по толщине всего биметалла с небольшой переходной областью в районе сварного шва. Близость значений твердости компонентов биметалла объясняется

близостью химического состава компонентов биметалла, а так же тем, что после указанной термообработки, оба слоя имеют одну и ту же кристаллическую структуру с кубической B2 решеткой. Небольшое увеличение микротвердости в слое  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  по сравнению с эквипотенциальным слоем связано с наличием в его кристаллической решетке избыточного никеля, способствующего возникновению дефектов замещения в решетке и упрочнению материала.

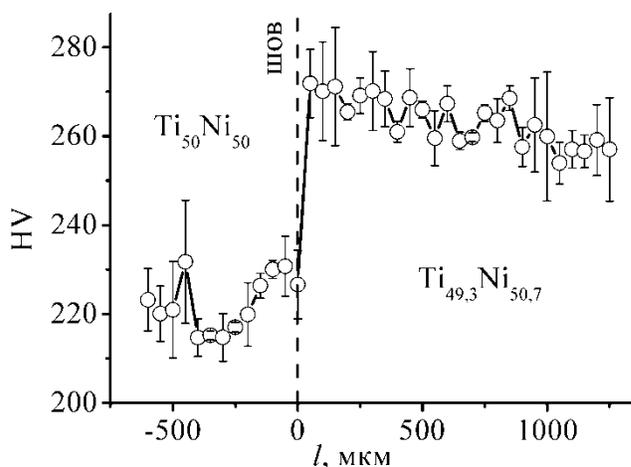


Рисунок 39. Распределение значения микротвердости в направлении, перпендикулярном сварному шву, в биметаллическом образце “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ” после термообработки при температуре  $450^{\circ}C$  в течение двух часов.

характеризуется резким изменением этой величины при переходе из одного слоя в другой. Так, среднее значение микротвердости в эквипотенциальном слое  $TiNi$  составляло 210 HV, в то время как твердость слоя  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  достигала значения 265 HV. Подобная разница в микротвердости двух слоёв объясняется тем, что после указанной термообработки слои имеют различную кристаллическую структуру. Слой  $Ti_{50}Ni_{50}$  находится в кубической B2-фазе, о чем так же свидетельствует близость значения микротвердости к микротвердости этого же слоя после отжига при температуре  $600^{\circ}C$  в течение одного часа (Рисунок 38б). В то же время, известно, что в сплаве  $TiNi$  с содержанием никеля более 50,2 ат.% после указанной термообработки происходит

На Рисунке 39 изображено распределение микротвердости в биметаллическом композите “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ” после отжига при температуре  $450^{\circ}C$  в течение двух часов. Хорошо видно, что данный режим термообработки оказал существенное влияние на значение микротвердости в отдельных слоях по сравнению с описанным ранее отжигом при температуре  $600^{\circ}C$ . Можно видеть, что распределение микротвердости

выпадение частиц вторичной фазы  $Ti_3Ni_4$ . Эти частицы способствуют образованию R-фазы и упрочнению материала. Таким образом, после отжига при температуре  $450^{\circ}C$  в течение двух часов, слой  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  при комнатной температуре находился в ромбоэдрической R-фазе, что и привело к значительному увеличению микротвердости.

Результаты исследования распределение микротвердости в биметаллических композитах “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” и “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” показали, что в процессе сварки биметаллы подвергаются большим пластическим деформациям под действием энергии, выделившейся в процессе детонации взрывчатого вещества. В обоих композитах эти деформации привели к немонотонному распределению значения микротвердости по толщине получившихся биметаллических композитов. В обоих случаях наблюдалось значительное уменьшение микротвердости в области сварного шва, что связано с использованием избыточного количества взрывчатого вещества [41]. Установлено, что отжиг привел к восстановлению механических свойств слоев биметалла “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” и устранил особенность на границе соединения двух материалов. В то же время термообработка биметалла “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” также привела к восстановлению механических свойств материалов вдали от области сварного шва, однако не смогла устранить особенность на границе соединения слоев. В случае биметалла “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” последующая термообработка может быть использована не только для восстановления структуры композита после сварки, но и для изменения фазового состава слоев составляющих композит. Так после отжига  $600^{\circ}C$  в течение одного часа оба слоя композита находятся в B2-фазе, однако, после отжига при температуре  $450^{\circ}C$  в течение двух часов, слой  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  имел ромбоэдрическую структуру, а слой  $Ti_{50}Ni_{50}$  по-прежнему оставался в кубической B2-фазе. Таким образом, было показано, что термообработка биметаллических композитов, полученных методом сварки взрывом, может быть использована как эффективный метод воздействия для достижения желаемого фазового состава сплавов  $TiNi$ , входящих в их состав.



### 3.1.4. Обратимая деформация биметаллических образцов

Для исследования обратимой деформации в биметаллических композитах использовали методику трехточечного изгиба, описанную в Главе 2. Согласно методике, деформирование и разгрузка биметаллических образцов производится при постоянной температуре, а сама температура деформирования должна быть выбрана такой, при которой функциональный слой биметаллического композита находится в низкотемпературном мартенситном состоянии. Таким образом, температура деформирования биметаллического композита “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” должна быть ниже температуры  $M_k$ . В то же время, в композите “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” при теплосменах оба слоя претерпевают фазовые превращение в различных температурных интервалах, однако роль функционального слоя играет только слой  $Ti_{50}Ni_{50}$ . В связи с этим температуру деформирования композита “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” выбрали таким образом, чтобы слой  $Ti_{50}Ni_{50}$  композита находился в низкотемпературном мартенситном состоянии, а упругий слой, обладающий псевдоупругими свойствами, в высокотемпературном аустенитном состоянии. Для определения температур деформирования прибегли к анализу кривых ДСК, полученных ранее при охлаждении и нагреве биметаллических композитов подвергнутых термообработкам при температурах 600°C и 450°C (Рисунок 38 и Рисунок 39). В результате, деформирование биметаллического композита “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” проводили при температуре жидкого азота (-196°C), а деформирование композита “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” проводили при температуре 55°C, приближаясь к ней со стороны низких температур (Рисунок 40). Известно, что в никелиде титана величины деформационных эффектов связанных с фазовыми превращениями существенно больше в том случае, если предварительное деформирование сплава производилось растяжением, нежели сжатием. Исходя из этого, биметаллические образцы деформировали таким образом, чтобы внешняя поверхность функционального слоя композитов испытывала растяжение, а внешняя поверхность упругого слоя испытывала сжатие.

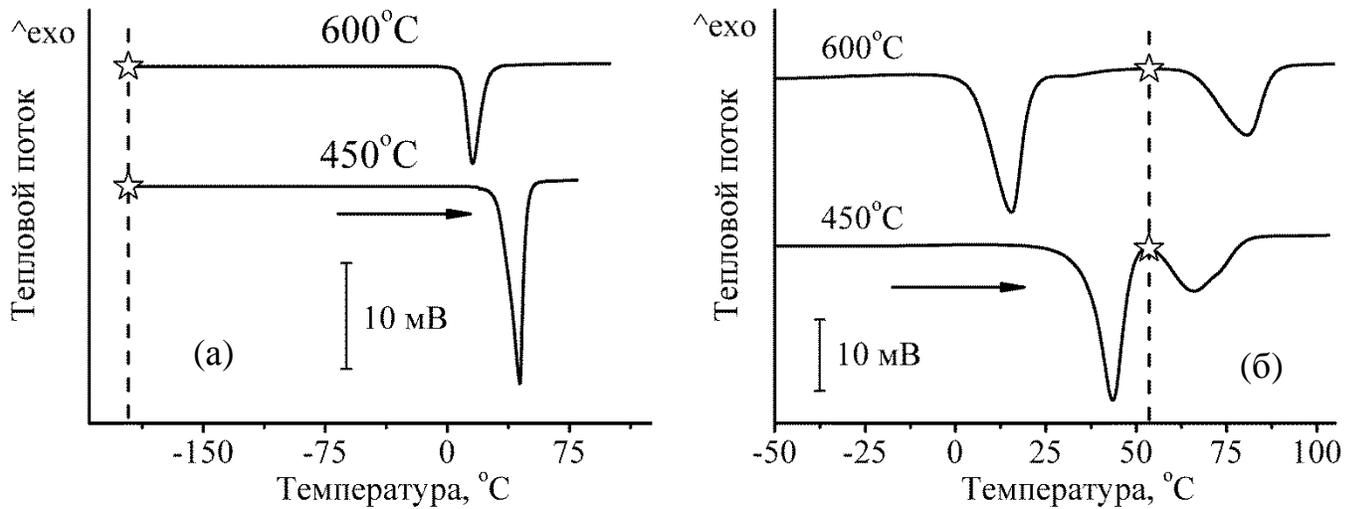


Рисунок 40. Кривые ДСК, полученные при нагревании композита “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” (а) и композита “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” (б) после термообработок при температурах 600°C и 450°C. Звездами отмечены температуры, при которых проводили деформирование соответствующего композита.

На Рисунке 41 представлены диаграммы деформирования биметаллических образцов после различных режимов термообработки. Главной особенностью диаграмм деформирования является то, что после участка пластического течения с уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения следует участок, на котором коэффициент деформационного упрочнения возрастает. На некоторых диаграммах отчетливо выявляется промежуточный участок с постоянным коэффициентом. Такое механическое поведение характерно для сплавов на основе никелида титана, как и для других материалов с памятью формы [7]. Оно обусловлено тем, что в таких сплавах реализуется два механизма пластической деформации. Предел текучести характеризует напряжение, при котором начинается переориентация мартенситных вариантов. После окончания переориентации материал упрочняется, и наблюдается второй предел текучести, характеризующий напряжение начала дислокационного скольжения. Второй предел текучести на диаграммах Рисунка 41 не был достигнут. По диаграммам деформирования биметаллических образцов до различных значений предварительной деформации

были определены значения предварительной деформации ( $\epsilon_{\text{пр}}$ ) и значения остаточной деформации после разгрузки ( $\epsilon_{\text{ост}}$ ).

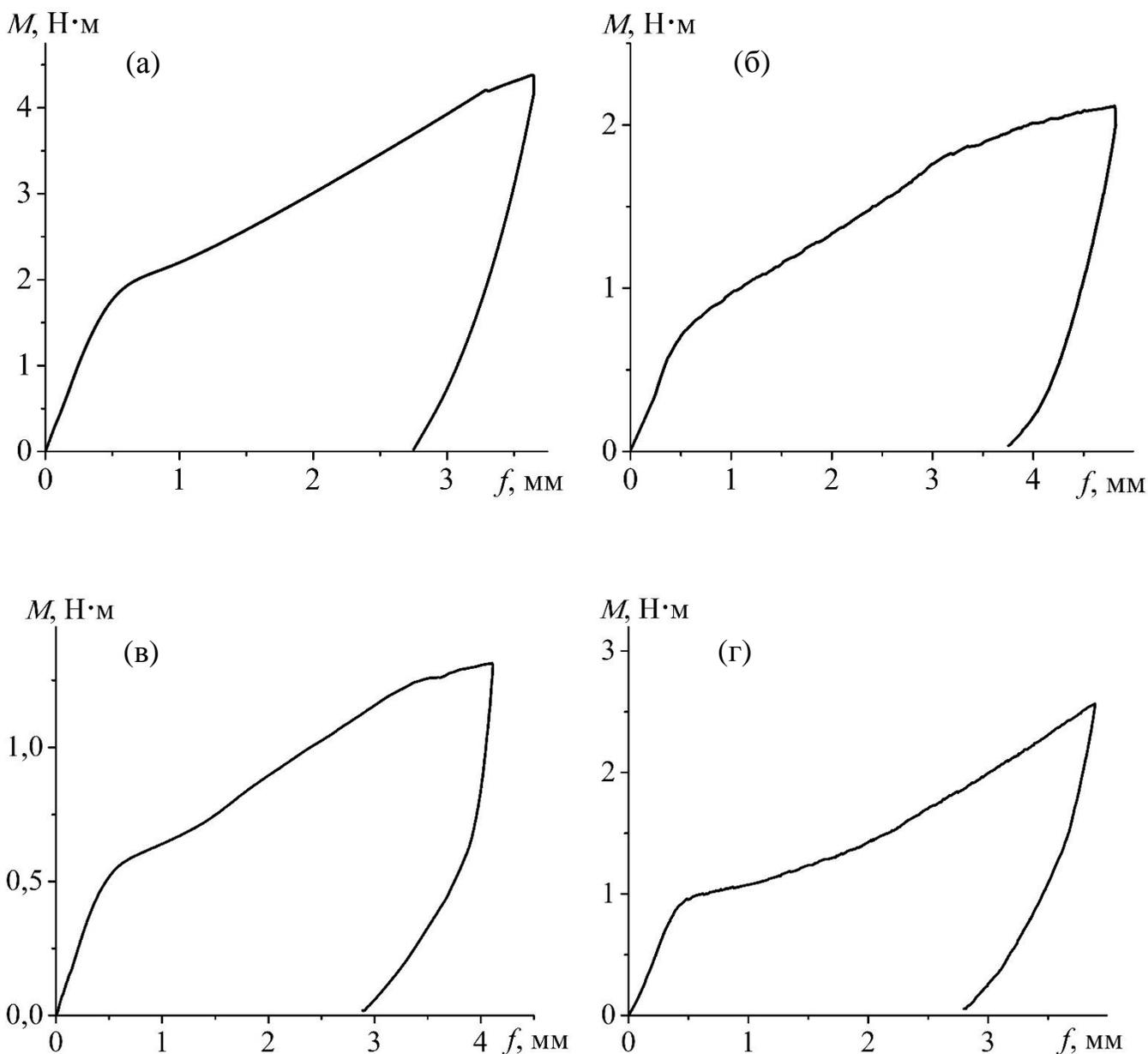


Рисунок 41. Диаграммы деформирования биметаллических композитов. (а) - биметалл “сталь X18H10T –  $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ ” после отжига при температуре  $600^\circ\text{C}$  в течении одного часа, (б) биметалл “сталь X18H10T –  $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ ” после отжига при температуре  $450^\circ\text{C}$  в течении одного часа, (в) - биметалл “ $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$  –  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ ” после отжига при температуре  $600^\circ\text{C}$  в течении одного часа, (г) - биметалл “ $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$  –  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ ” после отжига при температуре  $450^\circ\text{C}$  в течении одного часа

После деформирования и разгрузки, биметалл нагревали до температуры выше температуры  $A_k$  для реализации эффекта памяти формы в функциональном слое. Этот процесс сопровождается восстановлением деформации биметаллом и генерацией напряжений в упругом слое. На Рисунке 42 представлены примеры зависимостей изменения деформации при изменении температуры, полученные в ходе экспериментов. Эти кривые характеризуют первый нагрев биметаллических образцов после разгрузки. По графикам были определены величины восстанавливаемой деформации ( $\varepsilon_{пф}$ ) при первом нагревании, связанные с реализацией эффекта памяти формы. Восстановление деформации при нагревании сопровождается деформированием упругого слоя, при этом в биметалле возникают напряжения.

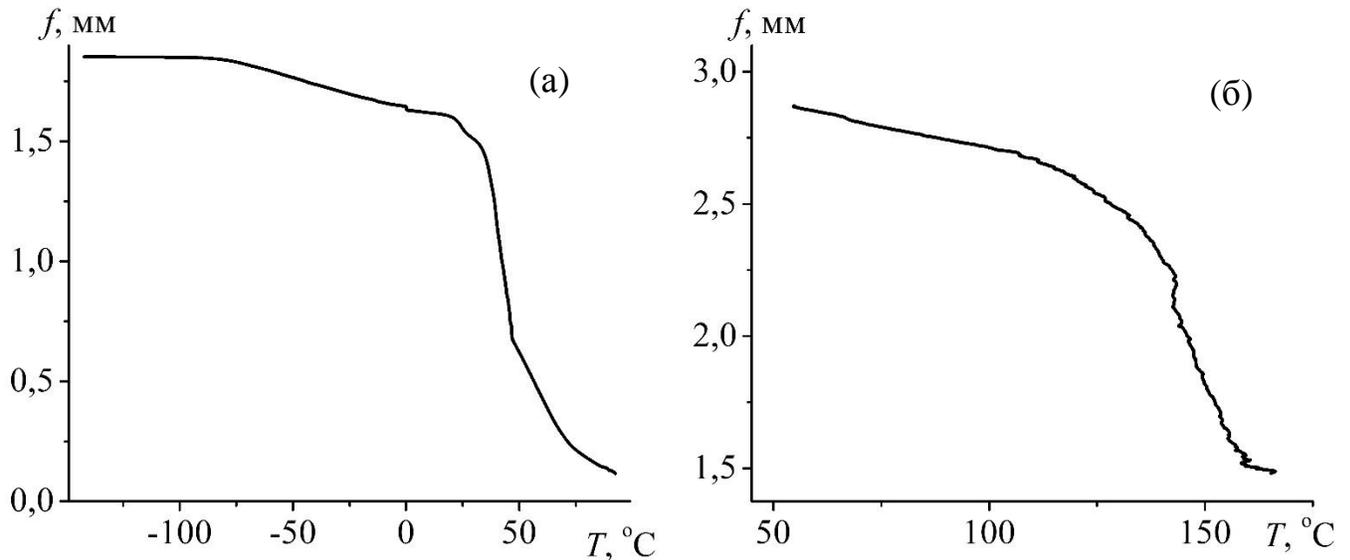


Рисунок 42. Изменение прогиба  $f$  при первом нагреве после разгрузки, наблюдаемое в биметаллических композитах “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б)

При последующем термоциклировании биметаллических композитов в течение 5-ти термоциклов в интервале температур мартенситных превращений, протекающих в функциональном слое, наблюдали обратимое формоизменение образцов. На Рисунке 43 в координатах “деформация – температура” приведена иллюстрация обратимого деформирования биметалла “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” при повторяющихся

теплосменах. Из полученных зависимостей деформации от температуры были определены величины обратимой деформации ( $\epsilon_{обр}$ ), наблюдаемой при нагреве.

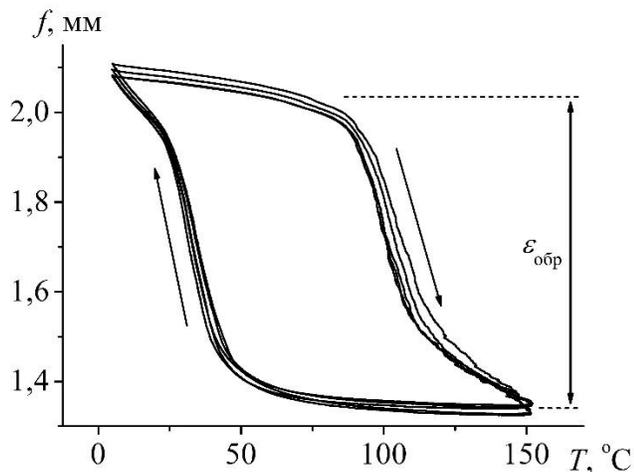


Рисунок 43. Изменение деформации при термоциклировании биметалла “ $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7} - \text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ ” после предварительного деформирования и нагрева.

Очевидно, что если бы в биметаллическом композите функциональный слой имел бы бесконечно малую толщину, то никакого обратимого формоизменения при термоциклировании после предварительного деформирования и разгрузки, не наблюдалось. Аналогично, в случае, когда толщина упругого слоя в композите имела бы бесконечно малую толщину, формоизменение в процессе термоциклирования, если бы и наблюдалось, то было бы связано с реализацией эффекта обратной памяти формы в  $\text{TiNi}$ . В связи с этим, разумно предположить, что для каждого биметаллического композита, существует оптимальное соотношение толщин упругого и функционального слоёв, при котором будет наблюдаться максимальная величина обратимой деформации.

Для нахождения наилучшего соотношения толщин слоев, были изготовлены образцы биметаллических композитов “сталь X18H10T –  $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ ” и “ $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7} - \text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ ” с различным соотношением толщин слоев. Для этого исходные биметаллические образцы стачивали со стороны одного из слоев на шлифовальном круге до достижения различного соотношения толщин слоев. Исходное отношение толщины функционального слоя к общей толщине биметаллической пластины

равнялось 67% для биметалла “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и 33% для биметалла “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”. Для исследования влияния соотношения толщин слоев на способность композитов демонстрировать обратимое формоизменение при термоциклировании использовалась методика трехточечного изгиба. При этом величина предварительной деформации была неизменна для всех исследуемых образцов и составляла 5%.

На Рисунке 44 представлена зависимость величины обратимой деформации, наблюдаемой в первом термоцикле, от соотношения толщин слоев композита  $k$ . Соотношение толщин слоев композита вычислялось как отношение толщины функционального слоя (слой Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – в случае композита “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и слой Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> – в случае композита “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”) к общей толщине исследуемого образца. Из представленных зависимостей видно, что оптимальным для композита “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” является случай, когда отношение функционального слоя к общей толщине образца составляет 60 – 65 % (Рисунок 44а). В то же время, оптимальным соотношением толщин для композита “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” является то, при котором толщина слоя Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> составляет 55 – 60 % от общей толщины композита (Рисунок 44б).

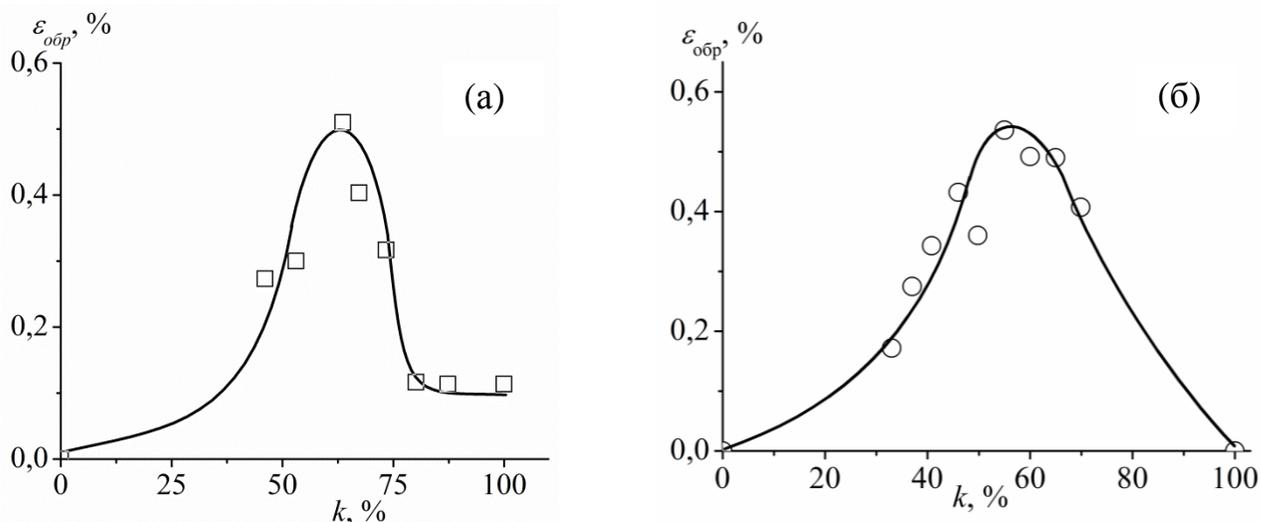


Рисунок 44. Влияние отношения толщины ( $k$ ) композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б) на величину обратимой деформации при нагревании в первом термоцикле.

Результаты исследования подтвердили факт существования некоего оптимального показателя геометрических параметров композитов, при котором следует ожидать проявления наиболее высоких величин деформации, связанных с реализацией эффектов памяти формы. Для биметалла “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” оптимальное соотношение толщин функционального слоя к общей толщине составило 60-65 %, а для биметалла “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” – 55 – 60 %.

Очевидно, что величина обратимой деформации термобиметаллов с памятью формы определяется не только отношением толщин слоев функциональной и упругой составляющей, но и величиной предварительной деформации. Это обусловлено влиянием предварительной деформации на эффекты памяти формы и обратимой памяти формы в никелиде титана [8,83]. В связи с этим, в настоящей работе было выполнено исследование влияния предварительной деформации на эффекты обратимости деформации в исследуемых биметаллических композитах.

Исследование проводили по методике трехточечного изгиба на образцах с оптимальными соотношениями толщин слоёв. Биметаллические полосы, подвергнутые разным термообработкам, изгибали до различных значений предварительной деформации и разгружали.

На Рисунке 45 представлены зависимости величины деформации, восстановленной после первого нагрева  $\varepsilon_{\text{пф}}$ , от величины остаточной деформации после разгрузки  $\varepsilon_{\text{ост}}$ . Данные зависимости были получены для биметаллических образцов с оптимальным соотношением толщин, подвергнутых различным термообработкам. Способность биметаллических композитов восстанавливать деформацию оценивали величиной коэффициента возврата ( $K$ ), вычисленного как отношение величины деформации, восстановленной при нагреве, к величине остаточной деформации после разгрузки. Из Рисунка 45а видно, что в биметаллическом образце “сталь X18H10T – Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub>” после отжига при температуре 600°C в течение одного часа величина эффекта памяти формы достигает 3% при величине остаточной деформации 5,4 % и далее уменьшается с увеличением

степени предварительной деформации. Это может быть связано с тем, что большая пластическая деформация, что способствует подавлению способности сплава TiNi восстанавливать неупругую деформацию [84]. После отжига при температуре 450°C в течение двух часов величина эффекта памяти формы линейно увеличивается при возрастании предварительной деформации до 6,3 %. Максимальное значение величины эффекта памяти формы составило 2,5 %. Величина коэффициента возврата уменьшается с увеличением остаточной деформации вне зависимости от режима предварительной термообработки.

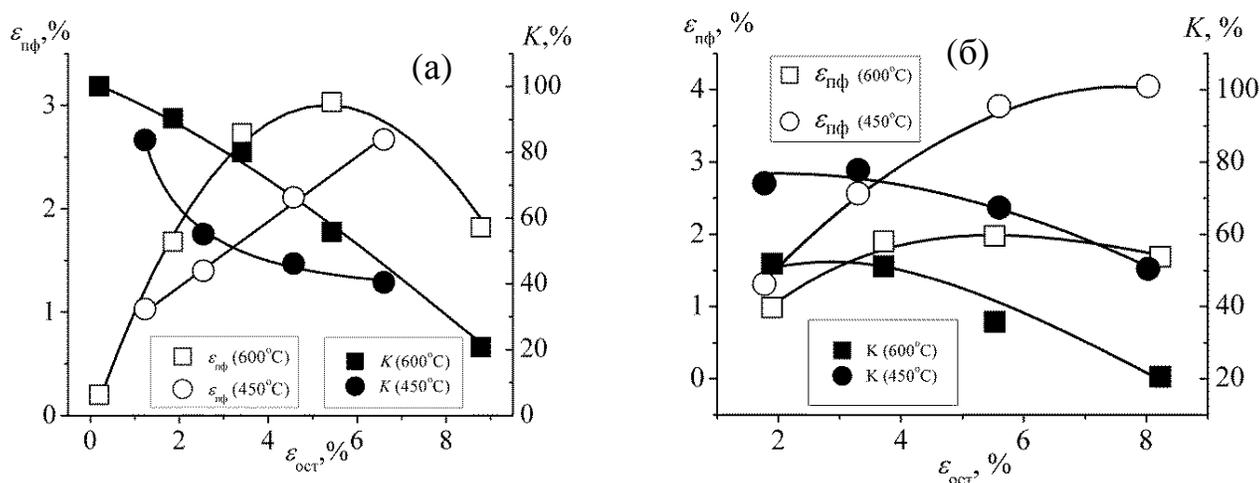


Рисунок 45. Зависимость величины эффекта памяти формы и коэффициента возврата от остаточной деформации в биметаллических композитах “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б)

Рисунок 45б показывает влияние остаточной деформации на величину деформации памяти формы и величину коэффициента возврата при первом нагреве в биметаллическом композите “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”, подвергнутого различным термообработкам. Видно, что величина эффекта памяти формы в композите монотонно увеличивается при увеличении величины остаточной деформации, однако стоит отметить что в композите, отожженном при температуре 450°C, скорость роста этой зависимости намного выше. Так, максимальная величина, восстановленной при первом нагреве деформации в композите после отжига при температуре 600°C не превышает 2 %, в то время как эта же величина в композите после отжига при 450°C

достигает 4 %. Из Рисунка 45б видно, что биметалл подвергнутый термообработке при температуре 450°C демонстрирует более высокую способность к восстановлению деформации, нежели биметалл, подвергнутый термообработке при температуре 600°C.

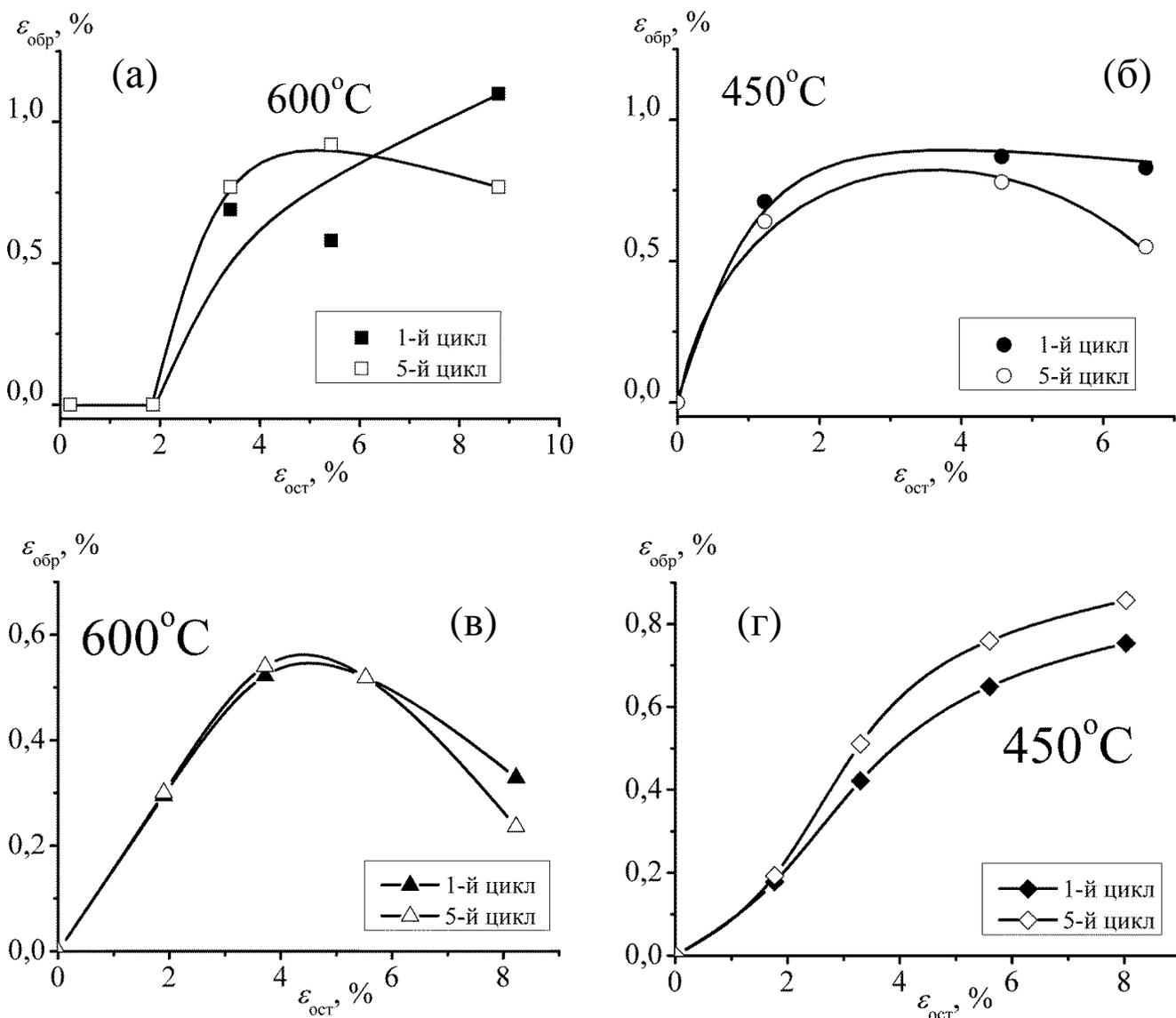


Рисунок 46. Зависимость величины обратимой деформации, наблюдаемой в первом и пятом термоциклах от остаточной деформации биметаллических композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” после отжига при 600°C (а) и 450°C (б) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” после отжига при 600°C (в) и 450°C (г).

Для дальнейшего исследования деформационного поведения биметаллических композитов, образцы подвергали многократным теплосменам. В конце каждого

термоцикла снимались показания величин обратимой деформации  $\varepsilon_{обр}$  при нагреве. Влияние величины  $\varepsilon_{ост}$  на величину  $\varepsilon_{обр}$  в биметаллических композитах, а так же влияние количества теплосмен на величину  $\varepsilon_{обр}$  представлено на Рисунке 45. Видно, что для биметалла “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” подвергнутого термообработке при температуре 600°C справедливо то, что если остаточная деформация не превосходит 2 %, обратимая деформация в образце не наблюдается (Рисунок 49а). По всей видимости, изменения деформации настолько незначительны, что возникающих напряжений оказывается недостаточно для инициирования сколь-нибудь значительного по величине эффекта пластичности превращения в первом термоцикле. В образцах с остаточной деформацией более 2 % в первом термоцикле наблюдается изменение деформации. Дальнейшее термоциклирование по-разному влияет на величину обратимой деформации в зависимости от уровня предварительной деформации. При остаточных деформациях менее 7 % наблюдается эффект тренировки [83], и величина обратимой деформации увеличивается от цикла к циклу. В то же время, в образцах с остаточной деформацией, превышающей 7 %, имеет место уменьшение величины обратимой деформации по мере увеличения количества термоциклов. Очевидно, что увеличение степени предварительного деформирования приводит к увеличению напряжений, возникающих в биметалле при теплосменах. Из ранних работ [85] следует, что термоциклирование под небольшими напряжениями может приводить к увеличению функциональных свойств сплава TiN от цикла к циклу за счет эффекта тренировки. Однако, увеличение напряжений может приводить к деградации эффектов памяти формы. Таким образом, можно заключить, что при величинах остаточной деформации превышающих 7% напряжения в биметалле столь высоки, что термоциклирование приводит к уменьшению величины обратимой деформации.

Совершенно противоположную зависимость величины обратимой деформации от величины остаточной деформации можно наблюдать в биметалле “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>”, подвергнутом термообработке при температуре 450°C (Рисунок 46б).

Видно, что накопление обратимой деформации наблюдается даже при незначительных значениях остаточной деформации. Так же, можно отметить, что по мере увеличения  $\epsilon_{\text{ост}}$  величина  $\epsilon_{\text{обр}}$  увеличивается до значения порядка 1% и далее слабо изменяется. Термоциклирование приводит к уменьшению величины обратимой деформации, независимо от величины остаточной деформации в образце после разгрузки.

Влияние величины  $\epsilon_{\text{ост}}$  на величину  $\epsilon_{\text{обр}}$  в биметаллическом композите “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” для различных режимов термообработок, а так же влияние количества теплосмен на величину  $\epsilon_{\text{обр}}$ , представлено на Рисунке 46в,г. Видно, что режим предварительной термообработки оказывает существенно влияние на вид зависимостей. Так после отжига при температуре 600°C в течение одного часа, сначала наблюдается рост величины обратимой деформации по мере увеличения величины  $\epsilon_{\text{ост}}$  до 4,5 %, а при дальнейшем ее увеличении величина  $\epsilon_{\text{обр}}$  резко падает и снижается до значения 0,3 %. В то же время, отжиг при температуре 450°C в течение двух часов приводит к линейному увеличению величины обратимой деформации при увеличении величины остаточной деформации и достигает максимального значения 0,83 %. Так же стоит отметить, что отжиг при температуре 600°C приводит к тому, что величина обратимой деформации слабо меняется при термоциклировании, а отжиг при температуре 450°C приводит к реализации эффекта тренировки в биметаллических композитах, о чем свидетельствует увеличение величины обратимой деформации при увеличении числа термоциклов.

Результаты исследования функциональных свойств биметаллических композитов показывают, что режим предварительной термообработки, равно как и степень предварительной деформации, могут быть использованы в качестве факторов воздействия на биметаллические композиты с целью достижения желаемого ими желаемого набора функционально-механических свойств.

## **3.2. Расчетные результаты**

### **3.2.1. Модель функционально-механического поведения биметаллических композитов с эффектом памяти формы**

Эффективное использование термобиметаллов с памятью формы невозможно без разработки методов расчёта их функционально-механического поведения. Расчетные методы должны основываться на современных знаниях о структуре сплавов с памятью формы, о закономерностях изменения их механических свойств при изменении температуры, о проявлениях обратимости больших неупругих деформаций. Одновременно с этим необходимо учитывать особенности строения композитного материала, взаимодействие между слоями биметаллической пластины, напряженно-деформированное состояние слоев при различных температурно-силовых воздействиях. Ввиду сказанного, построение модели функционально-механического поведения термобиметаллов с памятью формы представляется достаточно сложной задачей.

В работе [76] предложена механическая модель для описания свойств термобиметаллов с памятью формы, в которой сделан ряд упрощающих допущений. В то же время, предлагаемый подход позволяет определить основные параметры модели из простых экспериментов и произвести оценку деформаций и напряжений в биметаллической пластине с учетом фазовых переходов в одном из слоёв. По этой причине в настоящей работе модель [76] взята за основу для выполнения компьютерных расчётов и описания функционально-механического поведения биметаллов использованных при выполнении экспериментальных исследований.

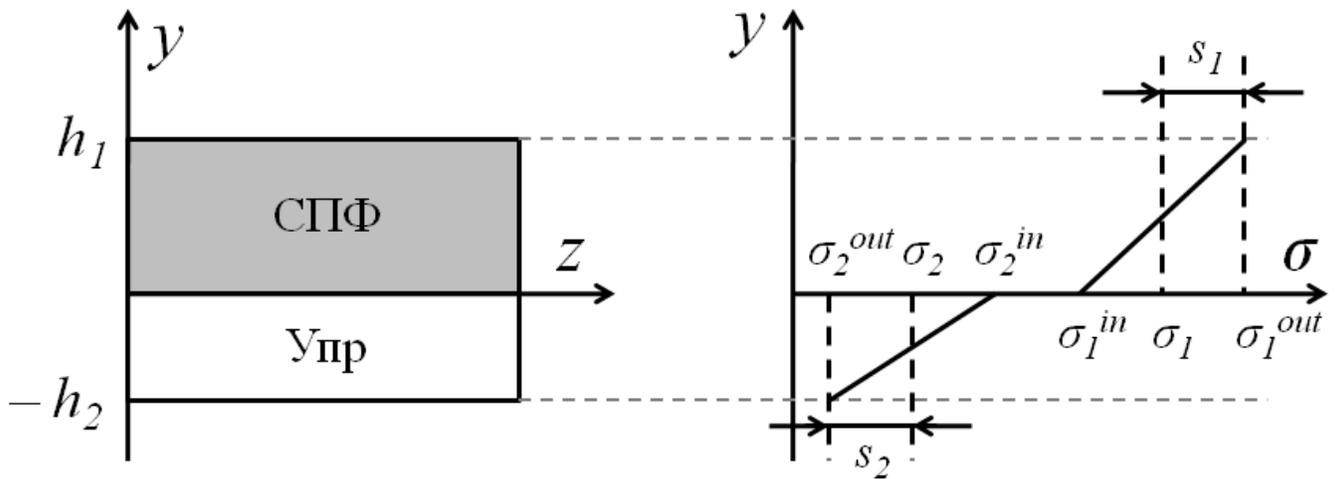


Рисунок 47. Схематическое изображение участка биметаллической пластины (а) с указанием распределения напряжений в нем (б).

На Рисунке 47 изображен участок биметаллического композита состоящего из сплава с памятью формы (СПФ) и упруго-пластического материала. Толщина слоя СПФ обозначена  $h_1$ , а толщина упруго-пластического слоя –  $h_2$ . В [76] предполагали, что напряжения в каждом из слоев распределены по линейному закону: в слое из СПФ

$$\sigma_1 = \sigma_1 + \frac{2s_1}{h_1} \left( y - \frac{h_1}{2} \right) \quad (17)$$

а, в упруго-пластическом слое

$$\sigma_2 = \sigma_2 + \frac{2s_2}{h_2} \left( y - \frac{h_2}{2} \right) \quad (18)$$

где  $\sigma_i$  — среднее значение напряжения в  $i$ -м слое, а  $s_i$  — максимальное отклонение от среднего значения (здесь и далее значение  $i = 1$  соответствует слою из СПФ,  $i = 2$  — упруго-пластическому слою). Таким образом напряжения в крайнем внешнем (*out*) и внутреннем (*in*) волокнах СПФ равны соответственно  $\sigma_1^{out} = \sigma_1 + s_1$  и  $\sigma_1^{in} = \sigma_1 - s_1$ , а в упругом слое  $\sigma_2^{out} = \sigma_2 + s_2$  и  $\sigma_2^{in} = \sigma_2 - s_2$ . Поле напряжений может быть неразрывным на границе.

Величины продольных сил на единицу ширины были найдены путем интегрирования напряжения по толщине слоев:

$$N_1 = \int_0^{h_1} \left( \sigma_1 + \frac{2s_1}{h_1} \left( y - \frac{h_1}{2} \right) \right) dy = \sigma_1 h_1, \quad (19)$$

$$N_2 = \int_{-h_2}^0 \left( \sigma_2 + \frac{2s_2}{h_2} \left( y - \frac{h_2}{2} \right) \right) dy = \sigma_2 h_2. \quad (20)$$

Статическое условие равенства нулю продольной силы  $N$  (на единицу ширины) имеет вид

$$\sigma_1 h_1 + \sigma_2 h_2 = 0 \quad (21)$$

или в приращений  $d\sigma_1$  и  $d\sigma_2$ :

$$h_1 d\sigma_1 + h_2 d\sigma_2 = 0 \quad (22)$$

Величина изгибающего момента на единицу ширины в слоях:

$$M_1 = \int_0^{h_1} \left( \sigma_1 + \frac{2s_1}{h_1} \left( y - \frac{h_1}{2} \right) \right) y dy = \frac{h_1^2}{6} (3\sigma_1 + s_1) \quad (23)$$

$$M_2 = \int_{-h_2}^0 \left( \sigma_2 + \frac{2s_2}{h_2} \left( y - \frac{h_2}{2} \right) \right) y dy = \frac{h_2^2}{6} (-3\sigma_2 + s_2). \quad (24)$$

Таким образом, как показано в [76], приращение суммарного момента, равного  $dM = dM_1 + dM_2$ , представляется в виде:

$$3h_1^2 d\sigma_1 + h_1^2 ds_1 - 3h_2^2 d\sigma_2 + h_2^2 ds_2 = 6dM. \quad (25)$$

Полагали, что для любого поперечного сечения биметаллического композита справедлива гипотеза плоских сечений (Рисунок 48). Обозначая через  $\phi$  угол относительного разворота сечений и через  $R$  радиус кривизны линии стыка можно записать соотношения для длин дуг наружного  $C_1$ , внутреннего  $C_2$  слоев и стыка элементов  $C_0$ :

$$\begin{aligned} C_1 &= (R + h_1)\phi = l_0(1 + \varepsilon_1^{out}) \\ C_0 &= R\phi = l_0(1 + \varepsilon_1^{in}) = l_0(1 + \varepsilon_2^{in}) \\ C_2 &= (R - h_2)\phi = l_0(1 + \varepsilon_2^{out}) \end{aligned} \quad (26)$$

где  $\varepsilon_i^{out}$  и  $\varepsilon_i^{in}$  — деформации в наружном и внутреннем волокне  $i$  — го слоя соответственно. Это позволяет записать следующее соотношение для приращения деформаций в крайних волокнах функционального и упруго-пластического элементов:

$$h_2(d\varepsilon_1^{out} - d\varepsilon_1^{in}) + h_1(d\varepsilon_2^{out} - d\varepsilon_2^{in}) = 0 \quad (27)$$

При моделировании исключалась возможность разрыва или проскальзывания слоев относительно друг друга, что позволило записать условие неразрывности деформаций на границе соединения двух материалов:

$$d\varepsilon_1^{in} = d\varepsilon_2^{in} \quad (28)$$

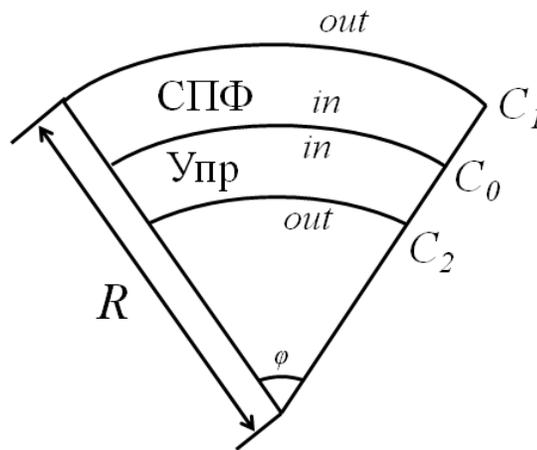


Рисунок 48. Схематическое изображение деформированного элемента биметаллического композита

Зависимости  $\sigma - \varepsilon$  для различных слоев биметалла в работе [76] были получены путем аппроксимации упруго-пластических диаграмм изотермического деформирования материалов кусочно-линейными функциями так, что приращение деформации в слое из СПФ и в соседнем слое равны соответственно:

$$d\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} d\sigma_1^* + \left( \frac{1}{H_1} - \frac{1}{E_1} \right) H(|\sigma_1^*| - \sigma_1^y) H(d|\sigma_1^*|) d\sigma_1^* \quad (29)$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} d\sigma_2^* + \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^*, \quad (30)$$

где  $E_i$  и  $H_i$  — модуль Юнга и коэффициент упрочнения,  $\sigma_i^y$  — напряжение течения  $i$  – го слоя,  $\sigma_i^*$  — действующее в  $i$  – м слое напряжение (например, в наружном слое СПФ  $\sigma_1^* = \sigma_1^{out} = \sigma_1 + s_1$ ),  $H$  — функция Хевисайда:  $H(x) = 1$  при  $x > 0$ , и  $H(x) = 0$  при  $x \leq 0$ . Поскольку модуль упругости никелида титана при нагрузке и при разгрузке может отличаться, эта особенность была учтена при расчете.

В неизотермических условиях предполагалось, что пассивный контрслой испытывает упруго-пластическую деформацию, которая описывается соотношением (30). Деформация элемента из СПФ при изменении температуры складывается из упругого формоизменения, деформации теплового расширения, деформации, связанной с фазовым переходом, и микропластической деформации, обусловленной аккомодацией мартенсита. При этом деформацию, обусловленную фазовым превращением, согласно [76], считали пропорциональной объемной доле мартенситной фазы  $\Phi$   $d\varepsilon_1^\Phi = \varepsilon^0 d\Phi$ , где  $\varepsilon^0$  - коэффициент пропорциональности, а микропластическую деформацию — пропорциональной фазовой деформации при прямом мартенситном переходе с коэффициентом пропорциональности, равным коэффициенту  $K_r$  возврата деформации в образце из СПФ:

$$d\varepsilon_1^{MP} = (1 - K_r)d\varepsilon_1^\Phi H(d\varepsilon_1^\Phi), \quad (31)$$

Кроме того, по правилу смеси учитывали, что при изменении фазового состава меняются упругие и температурные константы элемента из СПФ. В результате учета особенностей механического поведения СПФ при неизотермическом деформировании определяющие соотношения приобрели следующий вид:

$$\begin{aligned} d\varepsilon_1 = & \left\{ \frac{1}{E_1^A} + \left[ \left( \frac{1}{H_1^A} - \frac{1}{E_1^A} \right) H(|\sigma_1^*| - \sigma_1^{y(A)}) H(d|\sigma_1^*|) \right] (1 - \Phi) \right\} d\sigma_1^* \\ & + \left\{ \frac{1}{E_1^M} - \left( \frac{1}{H_1^M} - \frac{1}{E_1^M} \right) H(|\sigma_1^*| - \sigma_1^{y(M)}) H(d|\sigma_1^*|) \right\} \sigma^* d\Phi + \varepsilon_0 d\Phi \\ & + d\varepsilon_1^{MP} \end{aligned} \quad (32)$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} d\sigma_2^* + \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^* \quad (33)$$

где  $E_1^A$  и  $E_1^M$  – модули упругости сплава с памятью формы в аустенитном и мартенситном состоянии соответственно,  $H_1^A$  и  $H_1^M$  – коэффициенты упрочнения также соответствующие аустенитной и мартенситной фазам, а  $\sigma_1^{y(A)}$  и  $\sigma_1^{y(M)}$  являются напряжениями течения СПФ в различных фазовых состояниях.

Равенства (32) – (33) являются линейной системой алгебраических уравнений относительно переменных  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ ,  $s_1$  и  $s_2$ . Подставляя определяющие соотношения (32) и (33) в уравнение неразрывности деформаций (28) и в уравнение (27), полученное из условия справедливости гипотезы плоских сечений, получаем следующие уравнения:

$$\frac{1}{E_1}(d\sigma_1 - ds_1) - \left( \frac{1}{E_2} + \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \text{H}(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) \text{H}(d|\sigma_2^*|) \right) d\sigma_2 - \left( \frac{1}{E_2} + \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \text{H}(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) \text{H}(d|\sigma_2^*|) \right) ds_2 = -\sigma_2^* d\left(\frac{1}{E_1}\right) - \varepsilon^0 d\Phi \quad (34)$$

$$\begin{aligned} & 2 \left( \frac{1}{E_1^A} + \left[ \left( \frac{1}{H_1^A} - \frac{1}{E_1^A} \right) \text{H}(|\sigma_1^*| - \sigma_1^{y(A)}) \text{H}(d|\sigma_1^*|) \right] (1 - \Phi) \right) ds_1 \\ & + \frac{h_1}{h_2} \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \left( \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \text{H}(|\sigma_2^{out}| - \sigma_2^y) \text{H}(d|\sigma_2^{out}|) - \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \text{H}(|\sigma_2^{in}| - \sigma_2^y) \text{H}(d|\sigma_2^{in}|) \right) \\ & + ds_2 \left( -2 \frac{h_1}{h_2} \frac{1}{E_2} - \frac{h_1}{h_2} \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \left( \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \text{H}(|\sigma_2^{out}| - \sigma_2^y) \text{H}(d|\sigma_2^{out}|) + \left( \frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) \text{H}(|\sigma_2^{in}| - \sigma_2^y) \text{H}(d|\sigma_2^{in}|) \right) \right) \\ & = -2s_1 d \left( \frac{1}{E_1^A} + \left[ \left( \frac{1}{H_1^A} - \frac{1}{E_1^A} \right) \text{H}(|\sigma_1^*| - \sigma_1^{y(A)}) \text{H}(d|\sigma_1^*|) \right] (1 - \Phi) \right) - (\varepsilon_{out}^0 - \varepsilon_{in}^0) d\Phi \end{aligned} \quad (35)$$

Уравнения (34)-(35) являются алгебраической системой из двух уравнений относительно четырех неизвестных переменных  $d\sigma_1$ ,  $d\sigma_2$ ,  $ds_1$  и  $ds_2$ . С учетом статических условий (22) найдены  $d\sigma_2$  и  $ds_2$ :

$$d\sigma_2 = -\frac{h_1}{h_2} d\sigma_1 \quad (36)$$

и

$$ds_2 = -3 \frac{h_1}{h_2} \left( \frac{h_1}{h_2} + 1 \right) d\sigma_1 - \left( \frac{h_1}{h_2} \right)^2 ds_1 \quad (37)$$

Введя обозначения для отношения толщин слоёв  $\eta = h_1/h_2$ , получилась систему из четырех уравнений относительно четырех неизвестных:

$$\begin{cases} Ad\sigma_1 + Bds_1 = K_1 \\ Cd\sigma_2 + Dds_2 = K_2 \end{cases} \quad (38)$$

где коэффициенты  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $D$ ,  $K_1$  и  $K_2$  зависят от физических констант материалов, входящих в модельный композит, геометрических параметров слоев и температуры:

$$A = \frac{1}{E_1^M} \Phi + \frac{1}{E_1^A} (1 - \Phi) + \eta(3\eta + 5) \left( \frac{1}{E_2} + H(|\sigma_2^*| + \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^* \right) \quad (39)$$

$$B = - \left( \frac{1}{E_1^M} \Phi + \frac{1}{E_1^A} (1 - \Phi) \right) + \eta^2 \left( \frac{1}{E_2} + H(|\sigma_2^*| + \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^* \right) \quad (40)$$

$$\begin{aligned} C = & -\eta^2 \frac{1}{H_2} (H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^* - H(|\sigma_2^*| + \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^*) \\ & + 3\eta^2(\eta + 1) \left[ 2 \frac{1}{H_2} \right. \\ & \left. + \frac{1}{H_2} (H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^* - H(|\sigma_2^*| + \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^*) \right] \quad (41) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} D = & 2 \left( \frac{1}{E_1^M} \Phi + \frac{1}{E_1^A} (1 - \Phi) \right) \\ & + \eta^3 \left[ 2 \frac{1}{E_2} \right. \\ & \left. + \frac{1}{H_2} (H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^* + H(|\sigma_2^*| + \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) d\sigma_2^*) \right] \quad (42) \end{aligned}$$

$$K_1 = -(\sigma_1 - s_1)d \left( \frac{1}{E_1^M} \Phi + \frac{1}{E_1^A} (1 - \Phi) \right) - \varepsilon_{in}^0 d\Phi \quad (43)$$

$$K_2 = -2s_2d \left( \frac{1}{E_2} \right) - (\varepsilon_{in}^0 - \varepsilon_{out}^0) d\Phi \quad (44).$$

Решая эту систему, можно полностью определить напряжения и деформацию во внутренних и внешних слоях биметаллического композита.

Преимуществом данной модели является то, что входящие в неё параметры могут быть получены при анализе независимых экспериментов или взяты из литературных данных. Конечно, предлагаемая модель имеет ограничения. Она не может быть применена в отношении материалов с эффектом памяти формы, претерпевающих два и более фазовых превращений. Кроме того, в модели не предусмотрена возможность анализа поведения биметалла при многократном термоциклировании через интервал фазовых превращений, т.к. простые кусочные-линейные соотношения не позволяют описать эволюцию фазовой деформации при циклических изменениям температуры.

Была создана программа на языке программирования C++, которую использовали для симуляция экспериментов, выполненных на реальных объектах<sup>3</sup>.

---

<sup>3</sup> Программа для вычислений была составлена канд. физ.-мат. наук М.Е.Евард

### 3.2.2. Моделирование механического поведения биметаллических композитов

В качестве объектов исследования были выбраны модельные материалы, соответствующие биметаллическим композитам “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”, подвергнутым термообработке при температуре 600°C в течение одного часа. Для определения констант материалов получены экспериментальные диаграммы деформирования стали X18H10T, сплава Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> и сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>. Механические характеристики материалов приведены в Таблице 1. С использованием этих данных было выполнено компьютерное моделирование диаграмм деформирования композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” в режиме изгиба. Сравнение расчетных результатов с полученными ранее экспериментальными данными представлено на Рисунке 49.

Таблица 1. Механические свойства модельных материалов сталь X18H10T, сплав Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> и сплав Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>, входящих в состав модельных биметаллов.

Константа \ Материал	Ti <sub>49,3</sub> Ni <sub>50,7</sub> в мартенситном состоянии	Ti <sub>49,3</sub> Ni <sub>50,7</sub> в аустенитном состоянии	Ti <sub>50</sub> Ni <sub>50</sub> в мартенситном состоянии	Ti <sub>50</sub> Ni <sub>50</sub> в аустенитном состоянии	Сталь X18H10T
Модуль упругости E, ГПа	23,5	53,8	24,5	53,3	177,0
Предел текучести $\sigma^y$ , МПа	285,0	1080,0	350,0	795,0	980,0
Коэффициент деформационного упрочнения H, ГПа	10,5	12,3	3,9	0,68	30,0

Поскольку упруго-пластические диаграммы деформирования аппроксимировались кусочно-линейными функциями, характеризующимися изломом при переходе из упругой области в пластическую область, то и от диаграммы деформирования модельного биметалла стоит ожидать подобной особенности.

На расчётных диаграммах деформирования можно видеть три характерные точки излома, соответствующие различным стадиям деформирования модельного биметаллического композита. Подобное объясняется тем, что материалы, входящие в состав биметаллических композитов, имеют различные значения напряжения течения  $\sigma_i^y$ .

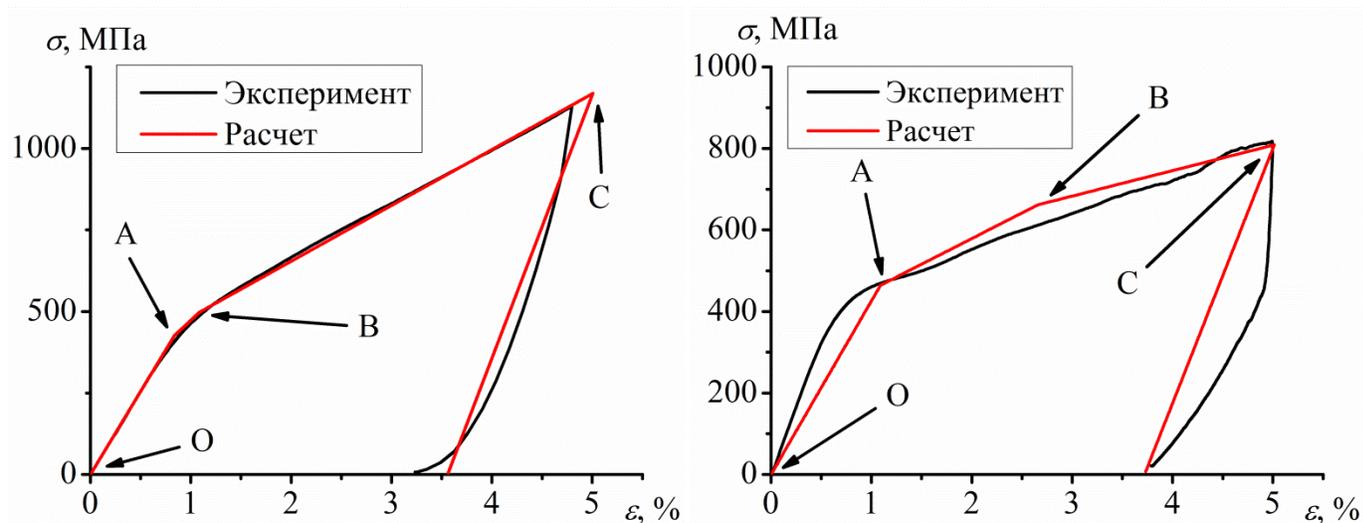


Рисунок 49. Сравнение экспериментальных результатов с расчетными данными, полученными с использованием констант материалов из Таблицы 1. а – композит “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” при температуре -196°C, б – композит “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” при температуре 55°C.

Первый участок (OA) диаграммы деформирования соответствует совместной упругой деформации обоих слоев композита, в точке A напряжения в функциональном слое достигают значения предела текучести  $\sigma^y$ . На втором участке (AB) происходит совместная деформация слоев композита, при этом функциональный слой деформируется неупруго, а упруго-пластический слой все еще находится в упругой области своей диаграммы деформирования. Третий участок (BC) характеризуется совместной неупругой деформацией обоих слоев композита. В точке B напряжения в упруго-пластическом слое достигают значения предела текучести  $\sigma^y$ .

### 3.2.3. Расчёт напряженно-деформированного состояния биметаллов с памятью формы

При выполнении компьютерных расчётов модельный биметаллический объект подвергали тем же воздействиям, которые были реализованы в экспериментах. Полагая, что функциональный слой биметалла находится в мартенситном состоянии, объект активно деформировали до некоторой предварительно заданной деформации задавая приращение изгибающего момента. После этого следовала разгрузка до достижения нулевого значения изгибающего момента. Далее последовательно проводили нагревание через температурный интервал обратного мартенситного превращения, охлаждение через температурный интервал прямого превращения и вновь нагревание через интервал обратного превращения. В процессе изотермической нагрузки-разгрузки на каждом шаге расчета определяли напряжение и деформацию во внешних и внутренних волокнах каждого слоя. В разгруженном состоянии на каждом шаге расчета задавали приращение температуры, рассчитывая напряжение и деформацию. Расчёт проводили для биметаллических пластин с различным отношением толщин функционального слоя к общей толщине биметаллической пластины. Результаты компьютерного расчёта напряженно-деформированного состояния биметалла “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” представлены на Рисунке 50.

Рассмотрим изменение напряжений и деформаций при указанных воздействиях (Рисунок 50а). Точки 1 соответствуют окончанию активной нагрузки моделируемого объекта. После разгрузки в рассматриваемом волокне имеет место остаточная деформация растяжения (положительная) и отличные от нуля растягивающие напряжения (точки 2). При последующем нагревании деформация восстанавливается за счет эффекта памяти формы на пути  $2 \rightarrow 3$ , а напряжение возрастает так, что к окончанию нагревания внешнее волокно функционального слоя оказывается упруго-напряженным (точки 3). Это происходит вследствие того, что возврату деформации препятствует упруго-пластический слой, во внешнем волокне которого возникают сжимающие напряжения (Рисунок 50б).

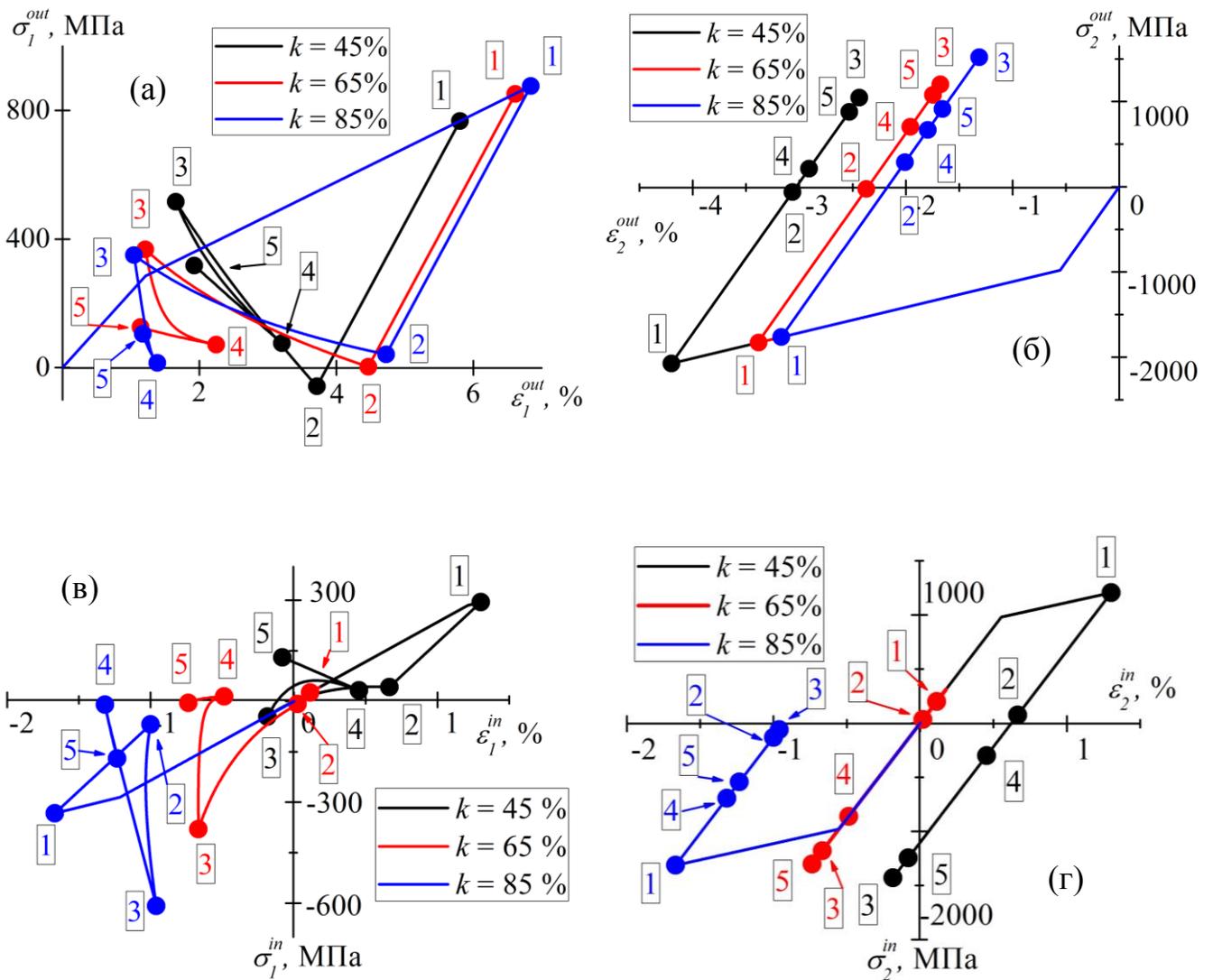


Рисунок 50. Зависимости  $\sigma - \varepsilon$  для внешних и внутренних волокон биметаллического композита “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” с различным отношением толщины функционального слоя к общей толщине биметалла  $k$ . а – внешнее волокно функционального слоя; б – внешнее волокно упруго-пластического слоя; в – внутреннее волокно функционального слоя; г – внутреннее волокно упруго-пластического слоя.

В процессе последующего охлаждения биметалла через интервал прямого мартенситного превращения в функциональном слое реализуется эффект пластичности превращения. Этот слой деформируется под действием напряженного слоя, напряжение уменьшается по пути  $3 \rightarrow 4$ , а деформация во внешнем волокне при этом возрастает. Эта деформация обратима и способна к возврату при нагревании, что

и наблюдается на пути 4 → 5. Проекция кривой 4 → 5 на ось деформации представляет собой обратимую деформацию во внешнем волокне функционального слоя.

Внешнее волокно упруго-пластического “пассивного” слоя, как можно видеть из Рисунка 50б, при изменении температуры на пути 2 → 3 → 4 → 5 деформируется упруго с изменением знака напряжений.

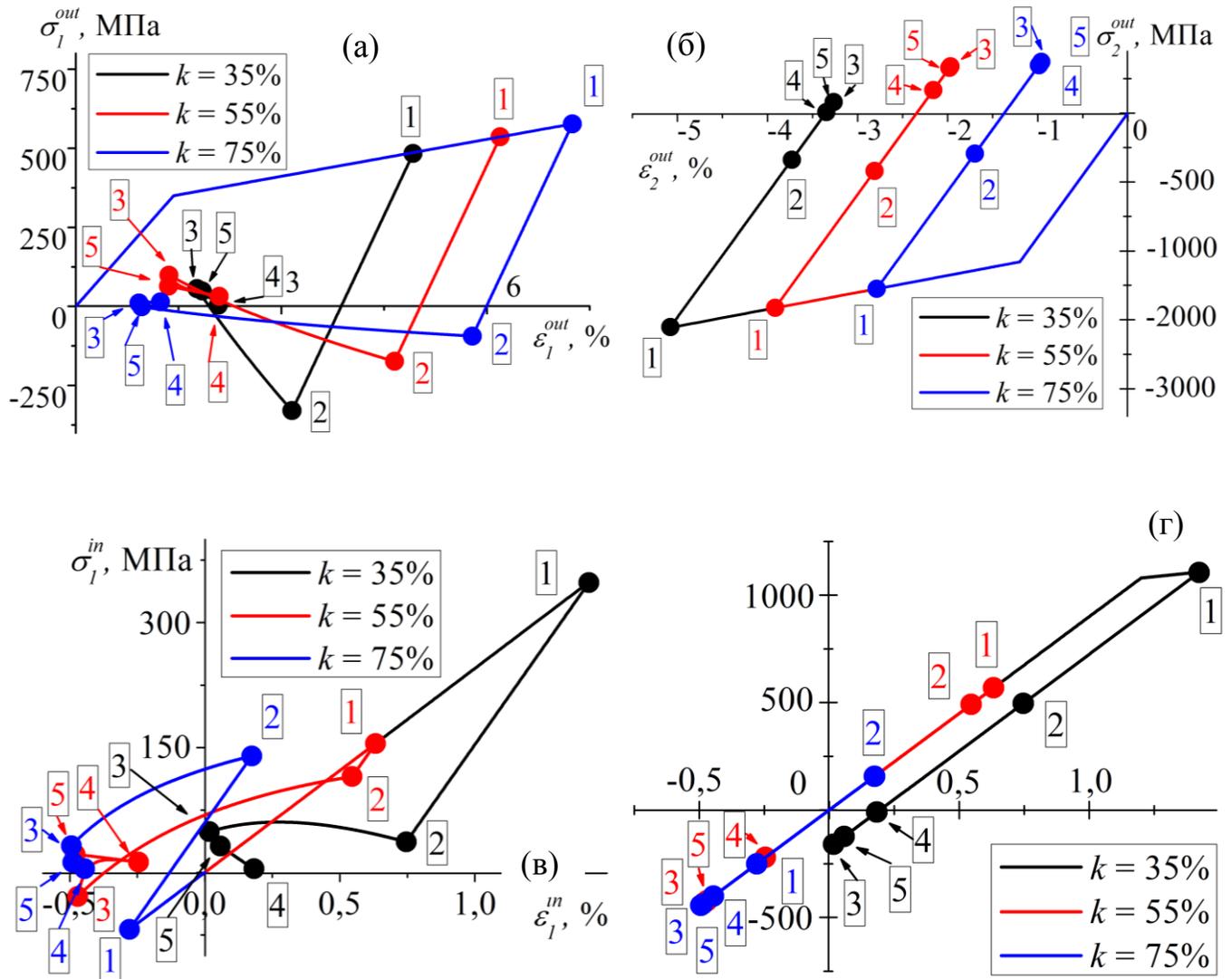


Рисунок 51. Зависимости  $\sigma - \varepsilon$  для внешних и внутренних волокон биметаллического композита “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” с различным отношением толщины функционального слоя к общей толщине биметалла  $k$ . а – внешнее волокно функционального слоя; б – внешнее волокно упруго-пластического слоя; в – внутреннее волокно функционального слоя; г – внутреннее волокно упруго-пластического слоя.

Зависимости “напряжение – деформация” для внутренних волокон слоёв представлены на Рисунке 50в,г. Отметим, что для внешних волокон вид диаграмм деформирования остается подобным при изменениях отношения толщин (Рисунок 50а,б), изменяются лишь величины напряжений и деформаций. В то же время при изменении отношения толщин слоёв вид диаграмм для внутренних волокон качественно меняется. Как видно из Рисунка 50в,г, внутренние волокна могут находиться под напряжениями сжатия на всём пути от точки 1 до точки 5, но могут деформироваться и с изменением знака напряжений. Анализ показывает, что такие результаты связаны с изменением положения нейтральной линии относительно линии раздела слоёв при изменении отношения их толщин. Кроме того, положение нейтральной линии изменяется при деформировании и термоциклировании. Подробный анализ изменения положения нейтральной линии будет представлен ниже.

На Рисунке 51 представлены диаграммы деформирования внешних и внутренних волокон слоёв биметалла “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” с различным соотношением толщины функционального слоя к общей толщине композита.

Как уже упоминалось, положение нейтральной линии, соответствующей нулевой деформации в биметаллическом композите, не всегда совпадает с границей раздела двух металлов и, кроме того, изменяется при температурных и деформационных воздействиях. Определение положения нейтральной линии может быть осуществлено путем построения распределения деформаций по толщине биметалла. На Рисунках 52 и 53 представлены расчётные распределения напряжений и деформаций по толщине биметаллов “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” и “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” с различным соотношением  $k$ . В соответствии с положениями модели [76], предполагается, что деформации и напряжения изменяются линейно по толщине слоёв. Кроме того, напряжения претерпевают разрыв на границе слоёв, а для деформации выполняется условие неразрывности (27).

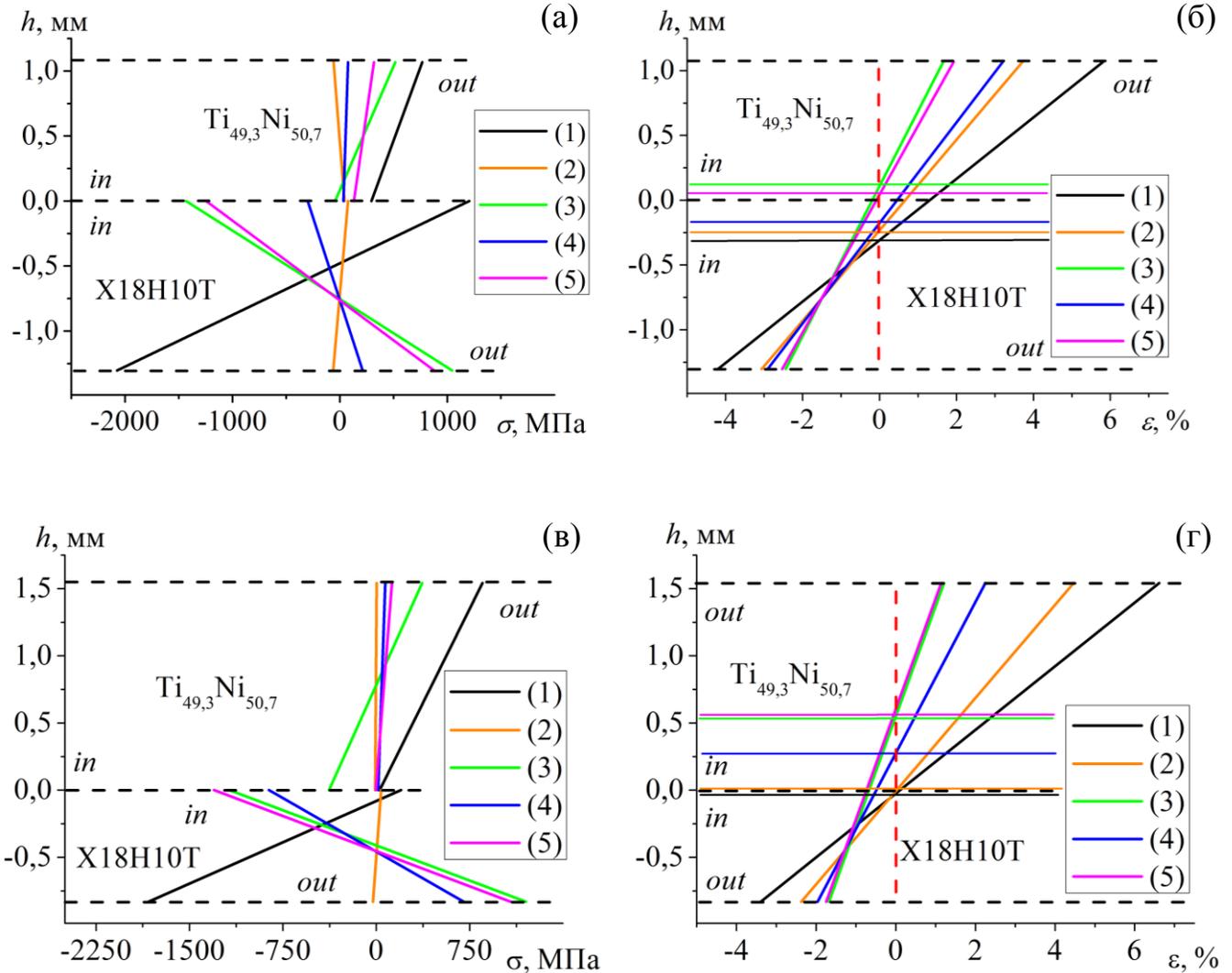


Рисунок 52. Изменение распределения напряжений (а, в) и деформаций (б, г) в ходе численного эксперимента в биметаллическом композите “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” с соотношениями толщин  $k = 45\%$  (а, б) и  $k = 65\%$  (в, г).

Линии, обозначенные цифрами 1 – 5 на Рисунках 52 и 53 соответствуют следующим этапам температурно-деформационных воздействий на биметаллические объекты:

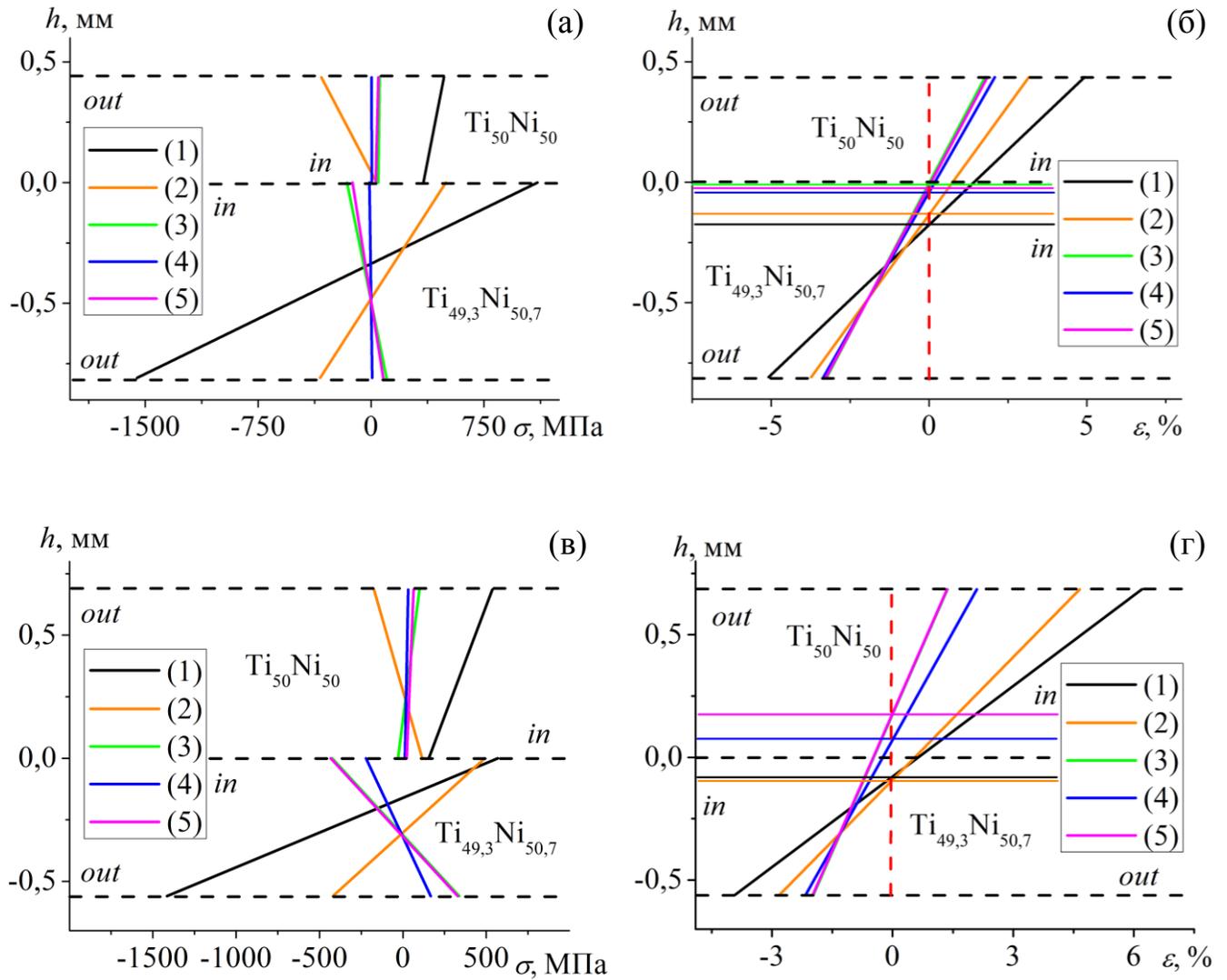


Рисунок 53. Изменение распределение напряжений (а, в) и деформаций (б, г) в ходе численного эксперимента в биметаллическом композите “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7} - Ti_{50}Ni_{50}$ ” с соотношениями толщин  $k = 45\%$  (а, б) и  $k = 55\%$  (в, г)

- 1 – окончанию активного деформирования в изотермических условиях
- 2 – окончанию разгрузки
- 3 – окончанию нагревания после разгрузки
- 4 – окончанию охлаждения биметалла через интервал прямого мартенситного превращения
- 5 – окончанию нагрева биметалла через интервал обратного мартенситного превращения.

Линии раздела и границ материалов на рисунках обозначены пунктиром, а положение нейтрального слоя на разных этапах обозначено на Рисунке 52б,г и Рисунке 53б,г горизонтальной линией соответствующего цвета. Из рисунков видно, что положение нейтральной линии изменяется в процессе нагрузки, разгрузки и термоциклирования. Кроме того, её положение зависит как от состава биметаллического композита, так и от соотношения толщин слоёв  $k$ . В этом можно убедиться, сравнив между собой Рисунки 52б,г и Рисунки 53б,г. Отметим также, что нейтральная линия в процессе численного эксперимента может пересекать линию раздела двух материалов и находиться как внутри функционального слоя, так и внутри упруго-пластического слоя.

Очевидно, что максимальная обратимая деформация при термоциклировании биметалла на этапах 4 и 5 будет наблюдаться тогда, когда весь объем функционального слоя деформирован растяжением, а весь объем упруго-пластического слоя сжатием. Такая ситуация реализуется в случае, если нейтральная линия проходит в точности по границе раздела компонентов биметалла. Анализ полученных расчётных результатов показывает, что нейтральная линия находится вблизи границы раздела на этапах 1 и 2 только при некотором соотношении толщин слоёв  $k$ . Для биметалла “сталь X18H10T –  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ ” это соотношение близко к 65%, а для биметалла “ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  –  $Ti_{50}Ni_{50}$ ” – к 55% (см. Рисунок 52г и Рисунок 53г).

### 3.2.4. Моделирование функциональных свойств биметаллов с памяти формы

Как было показано в экспериментах, одним из важнейших факторов, определяющих величину обратимой деформации термобиметаллов с памятью формы, является степень предварительной деформации, а именно величина деформации  $\varepsilon_{ост}$ , которую приобретает биметалл после деформирования и разгрузки при температуре, соответствующей мартенситному состоянию функционального слоя. В процессе последующего нагревания через температурный интервал мартенситного превращения биметалл частично восстанавливал деформацию  $\varepsilon_{ПФ}$  за счет однократного эффекта памяти формы, а при последующем термоциклировании обратно деформировался на величину  $\varepsilon_{обр}$ . В процессе компьютерных расчётов исследовали влияние остаточной деформации  $\varepsilon_{ост}$  на обратимую деформацию  $\varepsilon_{обр}$ , воспроизводя те же воздействия на биметаллический объект, которые производили в экспериментах на реальных образцах. На Рисунке 55а изображена расчетная диаграмма изотермического деформирования биметалла “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” при температуре 55°C, соответствующей мартенситному состоянию функционального слоя Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>. На Рисунке 55б показано каким образом объект деформируется при последующем нагревании и термоциклировании. При расчетах учитывали, что

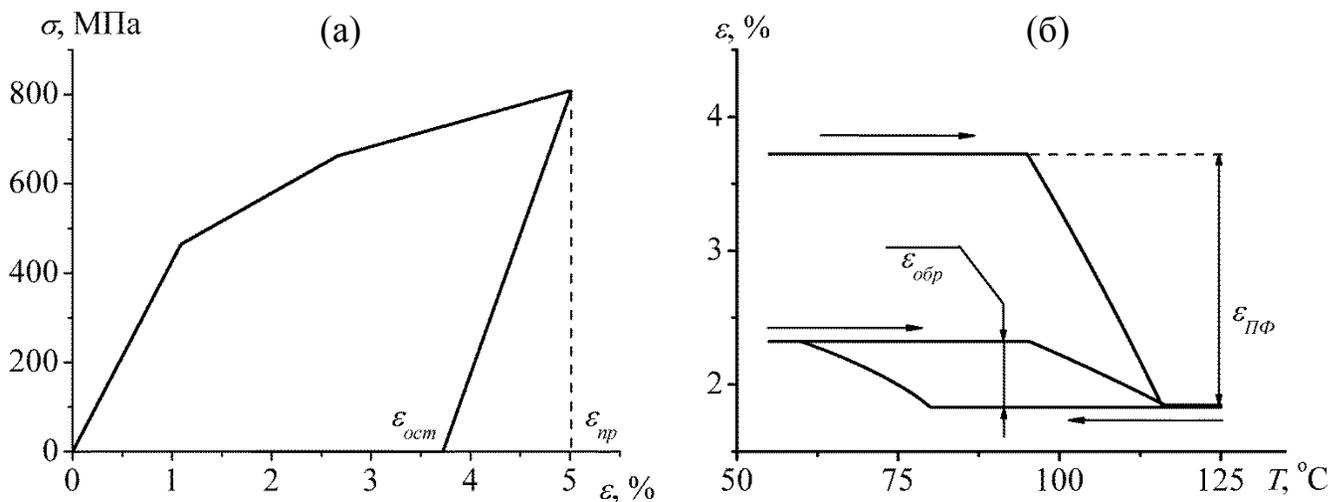


Рисунок 55. Экспериментальные зависимости механического поведения биметаллических композитов; а – изотермическое деформирование и разгрузка (1-й этап), б – неизотермическое изменение деформации (2-й этап)

эффект памяти формы в биметаллах несовершенен, то есть деформация, задаваемая в мартенситном состоянии, не восстанавливается полностью при первом нагревании. Для этого вводили коэффициент возврата деформации  $K_r$ , равный отношению  $\varepsilon_{ПФ}/\varepsilon_{ост}$ . Эксперименты показали, что величина эффекта памяти формы  $\varepsilon_{ПФ}$  уменьшается экспоненциально с ростом  $\varepsilon_{ост}$ . В соответствии с этим изменяли коэффициент возврата  $K_r$  при изменении  $\varepsilon_{ост}$ .

Для того, чтобы в рамках используемой модели определить оптимальное значение величины  $k$  были построены расчетные зависимости величины обратимой деформации  $\varepsilon_{обр}$  от отношения толщин функционального слоя к общей толщине биметаллических композитов. Эти зависимости изображены на Рисунке 54, где для сравнения представлены и экспериментальные данные. Из Рисунка 54 видно, что расчетные зависимости, также как и экспериментальные, имеют максимум. Для композита “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” положение максимумов на расчетной и экспериментальной зависимости совпадают и соответствуют величине  $k$ , равной 65%. Для композита “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” максимум на экспериментальной зависимости

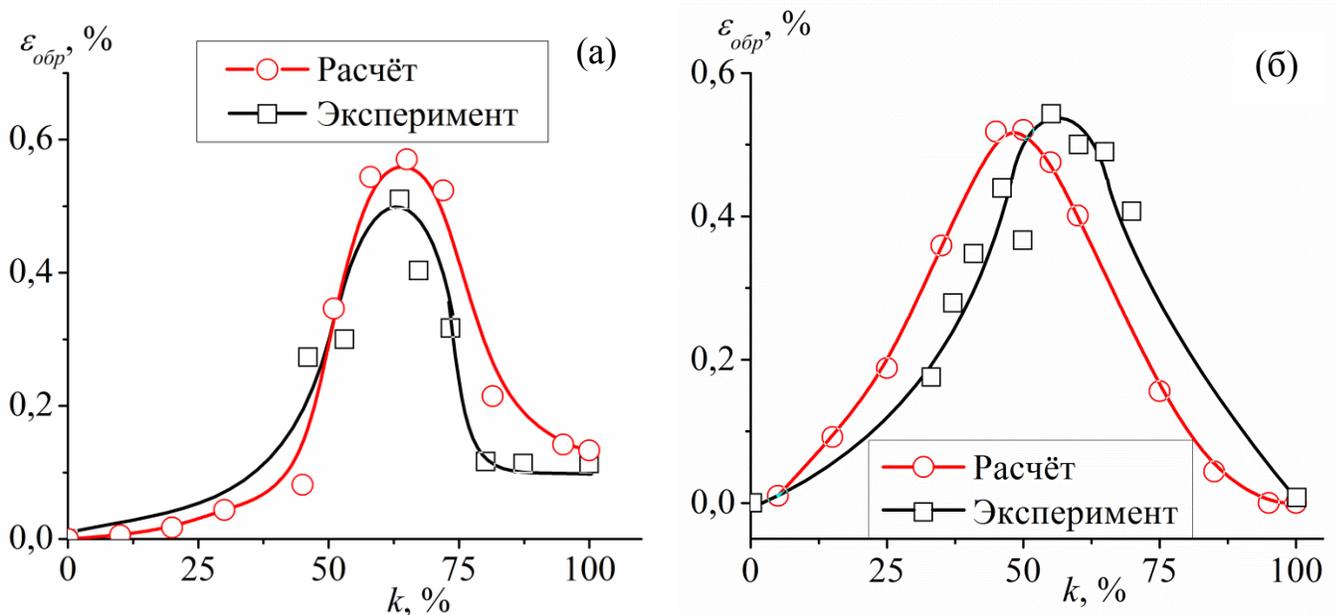


Рисунок 54. Сравнение расчетных и экспериментальных зависимостей обратимой деформации от отношения толщины функционального слоя к общей толщине композита ( $k$ ) для композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б).

соответствует величине  $k$ , равной 55%, однако расчетная зависимость оказывается несколько смещенной относительно экспериментальной. Это смещение не превышает 8%, что дает возможность констатировать удовлетворительное согласие расчета и эксперимента.

Из всего сказанного можно заключить, что используемая расчётная модель, во-первых, адекватно описывает влияние геометрического фактора  $k$  на обратимую деформацию и, во-вторых, показывает, что наибольшая обратимая деформация достигается в том случае, когда нейтральный слой расположен в плоскости границы раздела двух материалов.

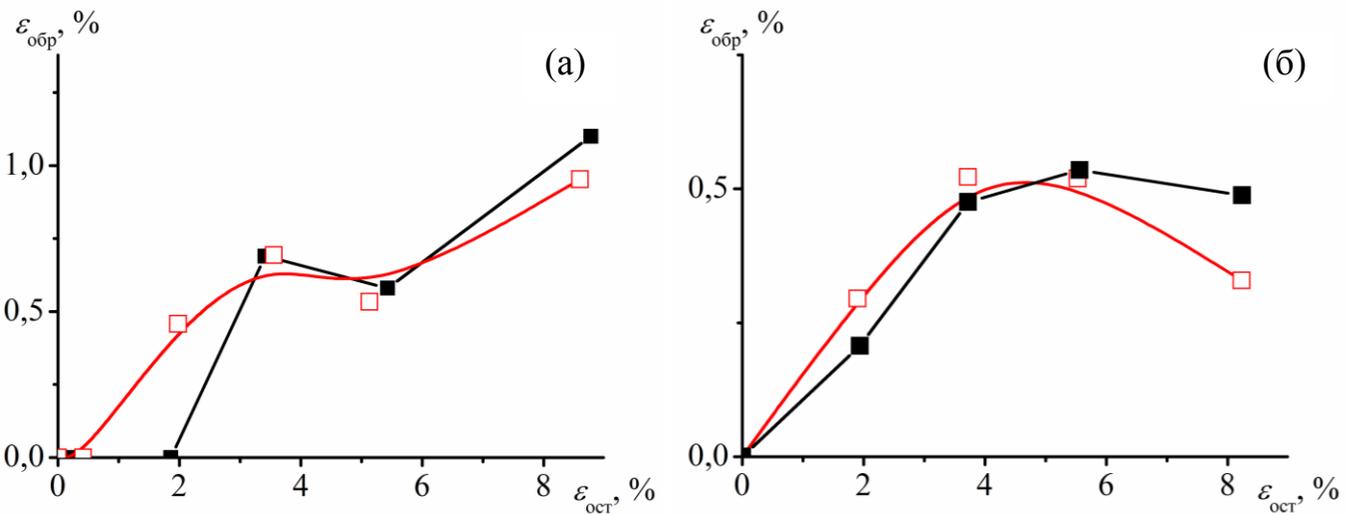


Рисунок 56. Зависимости величины  $\varepsilon_{обр}$  от величины  $\varepsilon_{ост}$ , полученные в результате эксперимента (черные точки) и расчета (красные точки) для композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub>” (а) и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” (б)

Расчётные зависимости величины обратной деформации  $\varepsilon_{обр}$  от остаточной деформации для биметаллических композитов “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>” представлены на Рисунке 56. Здесь же для сравнения изображены зависимости, полученные экспериментальным путём. В целом компьютерный расчет удовлетворительно описывает экспериментальные данные. Исключением является область малых деформаций для биметалла “сталь X18H10T – Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>” и область больших деформаций для биметалла “Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> – Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>”. Это

обусловлено тем, что используемая модель не учитывает некоторые особенности функционально-механического поведения сплавов с эффектом памяти формы. В частности, в основных положениях модели не принимается во внимание возможность подавления эффекта памяти формы в результате развития пластической (необратимой) деформации в области больших предварительных деформаций. Кроме того, модель не учитывала, что деформационное поведение никелида титана при деформировании сжатием и растяжением несколько отличаются друг от друга.

В заключении можно отметить, что используемая для расчётов модель функционально-механического поведения термобиметаллов с эффектом памяти формы в целом удовлетворительно описывает экспериментальные результаты и может быть использована для прогнозирования свойств биметаллов различного состава. Кроме того, модель позволяет оценивать оптимальные геометрические параметры биметаллических пластин и анализировать их напряженно-деформированное состояние при различных деформационных и температурных воздействиях.

## Заключение

В настоящей диссертационной работе выполнено исследование структуры и функционально-механических свойств биметаллов с эффектом памяти формы, изготовленных методом сварки взрывом. Получены следующие результаты:

1. В результате сварки взрывом температурная кинетика мартенситных превращений в никелиде титана существенно изменяется: расширяются температурные интервалы превращений и смещаются характеристические температуры. Такие изменения являются следствием большой пластической деформации соударяющихся пластин. Высокотемпературная обработка при температурах, больших  $450^{\circ}\text{C}$ , приводит к восстановлению характеристик мартенситных превращений.
2. Термобиметаллы с эффектом памяти формы после предварительной деформации обратимо деформируются при термоциклировании. Деформирование происходит в узком интервале температур, соответствующем температурному интервалу мартенситных превращений, происходящих в сплаве с эффектом памяти формы.
3. В биметаллических пластинах обратимая деформация зависит от соотношения толщин слоя с памятью формы и упруго-пластического слоя. В композите “сталь X18H10T –  $\text{Ti}_{49,4}\text{Ni}_{50,6}$ ” максимальная обратимая деформация имеет место при отношении толщин слоя из сплава TiNi к общей толщине биметаллического композита равном 60 – 65 %. В композите “ $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$  –  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ ” это соотношение составляет 55 – 60 %.
4. Величина самопроизвольной обратимой деформации зависит от режима термообработки и величины остаточной деформации и достигает 1 %. При многократных теплосменах величина обратимой деформации изменяется незначительно и может, как уменьшаться, так и возрастать в зависимости от величины предварительной деформации биметаллического композита.

5. Выполнено компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния в различных слоях биметаллического композита при изотермическом деформировании и изменении температуры с использованием модели, учитывающей упруго-пластические свойства материалов композита и функциональные свойства сплава с эффектом памяти формы, связанные с мартенситными фазовыми превращениями. Компьютерные расчеты обратимой деформации биметаллов в зависимости от размеров слоев композита и предварительной деформации удовлетворительно соответствуют экспериментальным данным, что позволяет сделать заключение о применимости используемой модели для расчета и прогнозирования функционально-механических свойств биметаллов с эффектом памяти формы.

### Список литературы

1. V.Brailovski, S.Prokoshkin, P.Terriault F.T. Shape memory alloys: fundamentals, modeling and applications. Quebec, Canada: Ecole de technologie superieure, 2003.
2. Sergius V. Thermostat: letter US2115501 A USA. 1936.
3. Hartmut Janocha. Actuators: Basics and Applications. Liepzig: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2004.
4. John T. Automotive Sensors. Comprehens. Momentum Press, 2009.
5. Tautzenberger P. Thermal Actuators: A Comparison of Shape Memory Alloys with Thermostatic Bimetals and Wax Actuators // Eng. Asp. Shape Mem. Alloy. / ed. Duerig T.W., Melton K.N., Stokel D. Verlag: Butterworth-Heinemann Ltd, 1990.
6. Setright L.J.K. Cooling // Anat. Mot. Car / ed. Ward I. Orbis, 1976. P. 61–62.
7. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: Структура и свойства. М.: Наука, 1992. P. 159.
8. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. P. 218.
9. Buehler W.J., Gilfrich J.V. Effect of low-Temperature Phase Change on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi // J. Appl. Phys. 1963. Vol. 34, № 5. P. 1475.
10. Хачин В.Н., Гюнтер В.Э., Чернов Д.Б. Два эффекта обратимого изменения формы в никелиде титана // Физика металлов и металловедение. 1976. Vol. 42, № 3. P. 658–661.
11. Хачин, В [др.] И. Обратимые изменения формы при мартенситных превращениях // Известия ВУЗов. Физика. 1977. Vol. 5. P. 95–101.
12. Scherngell H., Kneissl a. C. Generation, development and degradation of the intrinsic two-way shape memory effect in different alloy systems // Acta Mater. 2002. Vol. 50, № 2. P. 327–341.
13. Scherngell H., Kneissl A. Influence of the microstructure on the stability of the intrinsic two-way shape memory effect // Mater. Sci. Eng. A. 1999. Vol. 273-275. P. 400–403.
14. Miyazaki S., Igo Y., Otsuka K. Effect of thermal cycling on the transformation temperatures of TiNi alloys // Acta Metall. 1986. Vol. 34, № 10. P. 2045–2051.
15. Melton, K.N. Mercier O. The Mechanical Properties of TiNi-based Shape memory Alloys // Acta Metall. 1980. Vol. 29. P. 393–398.
16. Venison G.S. A practical look at shape memory alloys' potential as a thermal actuator // Mater. Des. 1986. Vol. 7, № 3. P. 143–146.
17. Otsuka K., Wayman C.M. Shape Memory Materials. Cambridge University Press, 1998.
18. Ооцукаб К., Симидзу К., Судзуки Ю. No Title / ed. Фунабуко Х. Пер. с японского: М.: Металлургия, 1990. P. 224.
19. Stoeckel D. Shape Memory Actuators for Automotive Applications // Mater. Des. 1991. Vol. 11, № 6. P. 302–307.
20. Schetky L.M. Shape memory alloy applications in space systems // Mater. Des. 1991. Vol. 12, № 1. P. 29–32.

21. Brook G.B. Applications of Titanium-nickel Shape Memory Alloys // *Mater. Des.* 1983. Vol. 4. P. 835–840.
22. Gradin H. et al. SMA microvalves for very large gas flow control manufactured using wafer-level eutectic bonding // *Trans. Ind. Electron.* 2011. Vol. PP, № 99. P. 1.
23. Meng Q., Yang H., Nam T. Compositionally graded NiTi plate prepared by diffusion annealing // *Scr. Mater. Acta Materialia Inc.*, 2012. Vol. 67, № 3. P. 305–308.
24. Meng Q. et al. Laser annealing of functionally graded NiTi thin plate // *Scr. Mater. Acta Materialia Inc.*, 2011. Vol. 65, № 12. P. 1109–1112.
25. Meng Q. et al. Functionally graded NiTi strips prepared by laser surface anneal // *Acta Mater. Acta Materialia Inc.*, 2012. Vol. 60, № 4. P. 1658–1668.
26. Akselsen M. Joining of shape memory alloys // *Shape Mem. Alloy.* / ed. Cismasiu C. InTech, 2010. P. 183–210.
27. Fukumoto S. et al. Friction welding of TiNi alloys to stainless steel using Ni interlayer // *Sci. Technol. Weld. and Join.* 2010. Vol. 15, № 2. P. 124–130.
28. Shinoda T., Owa T., Magula V. Microstructural analysis of friction welded joints in TiNi alloy // *Microstructural analysis of friction welded joints in TiNi alloy* // *Weld. Int.* 1999. Vol. 13, № 3. P. 180–185.
29. Gugel H., Schuermann a., Theisen W. Laser welding of NiTi wires // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 481-482, № October 2006. P. 668–671.
30. Li H. et al. Laser welding of TiNi shape memory alloy and stainless steel using Co filler metal // *Opt. Laser Technol. Elsevier*, 2013. Vol. 45. P. 453–460.
31. Hsu Y.T. et al. Effect of CO<sub>2</sub> Laser Welding on the Shape-Memory and Corrosion Characteristics of TiNi Alloys. 2001. Vol. 32, № March. P. 569–576.
32. Lü S., Yang Z., Dong H. Welding of shape memory alloy to stainless steel for medical occluder // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China. The Nonferrous Metals Society of China*, 2013. Vol. 23, № 1. P. 156–160.
33. Li M.G. et al. Effects of laser brazing parameters on microstructure and properties of TiNi shape memory alloy and stainless steel joint // *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. Vol. 424, № 1-2. P. 17–22.
34. Mirshekari G.R. et al. Laser welding of NiTi shape memory alloy: Comparison of the similar and dissimilar joints to AISI 304 stainless steel // *Opt. Laser Technol. Elsevier*, 2013. Vol. 54. P. 151–158.
35. Falvo a., Furgiuele F.M., Maletta C. Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behaviour // *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. Vol. 412, № 1-2. P. 235–240.
36. Gong W., Chen Y., Ke L. Microstructure and properties of laser micro welded joint of TiNi shape memory alloy // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China. The Nonferrous Metals Society of China*, 2011. Vol. 21, № 9. P. 2044–2048.
37. Tuissi A. et al. Effect of Nd-YAG laser welding on the functional properties of the Ni – 49.6 at. % Ti. 1999. Vol. 275. P. 813–817.
38. Falvo a., Furgiuele F.M., Maletta C. Functional behaviour of a NiTi-welded joint: Two-way shape memory effect // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 481-482. P. 647–650.

39. Vieira L.A. et al. Mechanical behaviour of Nd: YAG laser welded superelastic NiTi // Mater. Sci. Eng. A. 2011. Vol. 528, № 16-17. P. 5560–5565.
40. Young G. Explosion Welding, Technical Growth and Commercial History References : // *Stainl. Steel World*. KCI Publishing BV, 2004. P. 1–6.
41. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. Москва: “Машиностроение,” 2005. P. 544.
42. Крупнин А.В. et al. Деформация металлов взрывом. "Металлург. Москва, 1975. P. 416.
43. Akbarimousavi a, Alhassani S. Numerical and experimental studies of the mechanism of the wavy interface formations in explosive/impact welding // *J. Mech. Phys. Solids*. 2005. Vol. 53, № 11. P. 2501–2528.
44. Rybin V. V. et al. Nanostructure of Vortex During Explosion Welding // *J. Nanosci. Nanotechnol*. 2011. Vol. 11, № 10. P. 8885–8895.
45. Findik F. Investigation of explosive welding parameters and their effects on microhardness and shear strength. 2003. Vol. 24. P. 659–664.
46. Kahraman N., Gülenç B. Microstructural and mechanical properties of Cu–Ti plates bonded through explosive welding process // *J. Mater. Process. Technol*. 2005. Vol. 169, № 1. P. 67–71.
47. Kahraman N., Gülenç B., Findik F. Joining of titanium/stainless steel by explosive welding and effect on interface // *J. Mater. Process. Technol*. 2005. Vol. 169, № 2. P. 127–133.
48. Greeberg B.A. et al. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu-Ta, Fe-Ag, Al-Ta) // *Mater. Charact*. 2013. Vol. 75. P. 51–62.
49. Findik F. Recent developments in explosive welding // *Mater. Des*. Elsevier Ltd, 2011. Vol. 32, № 3. P. 1081–1093.
50. Prummer R., Stoeckel D. NITINOL@ - Stainless Steel Compound Material, made by Explosion Welding // *Fundamental issue Appl. Shock. high-strain-rate phenomena* / ed. Staudhammer K.P., Murr L.E., Meyers M.A. Elsevier, 2001. P. 581–585.
51. Li D. A new type of wear-resistant material: pseudo-elastic TiNi alloy // *Wear*. 1998. Vol. 221, № 2. P. 116–123.
52. Li D., Liu R. The mechanism responsible for high wear resistance of Pseudo-elastic TiNi alloy—a novel tribo-material // *Wear*. 1999. Vol. 225-229. P. 777–783.
53. Liang Y.N. et al. Wear behavior of a TiNi alloy // *Wear*. 1996. Vol. 198, № 1-2. P. 236–241.
54. Richman R.H., Rao A.S., Kung D. Cavitation erosion of NiTi explosively welded to steel // *Wear*. 1995. Vol. 183.
55. Zimmerly C.A., Inal O.T., Richman R.H. Explosive welding of a near-equiatomic nickel-titanium alloy to low-carbon steel // *Mater. Sci. Eng. A*. 1994. Vol. 188, № 1-2. P. 251–254.

56. Рубаник О.Е., Клубович В.В. Получение сваркой взрывом и свойства композитов TiNi-сталь // Материалы 8-й международной конференции "Advanced manufacturing Oper. 2008.
57. Беляев С.П. et al. Влияние отжига на мартенситные превращения в биметаллическом композите "сталь - сплав TiNi", полученном сваркой взрывом // Композитные материалы. 2010. Vol. 663, № 9. P. 30–34.
58. Gong S. et al. Microstructure and property of the composite laminate clad by explosive welding of CuAlMn shape memory alloy and QBe2 alloy // Mater. Des. Elsevier Ltd, 2009. Vol. 30, № 4. P. 1404–1408.
59. Yan Z., Cui L., Zheng Y. Microstructure and Martensitic Transformation Behaviors of Explosively Welded NiTi/NiTi Laminates // Chinese J. Aeronaut. 2007. Vol. 20, № 2. P. 168–171.
60. Xing T., Zheng Y., Cui L. Transformation and damping characteristics of NiTi/NiTi alloys synthesized by explosive welding // Mater. Trans. 2006. Vol. 47, № 3. P. 658–660.
61. Xing T. et al. Influence of aging on damping behavior of TiNi/TiNi alloys synthesized by explosive welding // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. The Nonferrous Metals Society of China, 2009. Vol. 19, № 6. P. 1470–1473.
62. Li J., Zheng Y., Cui L. Transformation characteristics of TiNi/TiNi alloys synthesized by explosive welding // Front. Mater. Sci. China. 2007. Vol. 1, № 4. P. 351–355.
63. Li J., Zheng Y., Cui L. Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi // Front. Mater. Sci. China. 2007. Vol. 1, № 4. P. 351–355.
64. Yan Z., Cui L., Zheng Y. Effects of plate thickness on reverse martensitic transformation of prestrained NiTi/NiTi alloy // Front. Mater. Sci. China. 2007. Vol. 1, № 4. P. 356–358.
65. Коледов В.В. et al. Новый композит на основе быстрозакаленной ленты с памятью формы // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2007. Vol. 13, № 12. P. 92–98.
66. Иржак А.В. et al. Упорядочение, мартенситные превращения и эффект памяти формы в субмикронных образцах быстрозакаленного сплава Ti50Ni25Cu25. // ИЗВЕСТИЯ РАН. СЕРИЯ ФИЗИЧЕСКАЯ. 2009. Vol. 73, № 8. P. 1141–1143.
67. Иржак А.В. et al. Актюаторы на основе композитного материала с эффектом памяти формы // РАДИОТЕХНИКА И ЭЛЕКТРОНИКА. 2010. Vol. 55, № 7. P. 874–886.
68. Иржак А.В. et al. Гигантские обратимые деформации композитного материала с эффектом памяти формы // Письма в ЖТФ. 2010. Vol. 36, № 75-81.
69. Zakharov D. et al. As enhanced composite scheme of shape memory actuator for smart systems // Phys. Procedia. 2010. № 10. P. 58–64.
70. Shelyakov A.V. et al. Nanostructured thin ribbons of a shape memory TiNiCu alloy // Thin Solid Films. 2011. № 519. P. 5314–5317.

71. Shelyakov A.V. et al. Melt-spun thin ribbons of shape memory TiNiCu alloy for micromechanical applications // *Int. J. Smart Nano Mater.* 2011. Vol. 2, № 2. P. 68–77.
72. Zakharov D. et al. Submicron-sized actuators based on enhanced shape memory composite material fabricated by FIB-CVD // *Smart Mater. Struct.* 2012. Vol. 21, № 052001. P. 8pp.
73. Shelyakov A.V. et al. Fabrication and characterization of amorphous-crystalline TiNiCu melt-spun ribbons // *J. Alloys Compd.* 2013. № 5775. P. S251–S254.
74. Irzhak A. et al. Development of laminated nanocomposites on the bases of magnetic and nano-magnetic shape memory alloy: Towards new tools for nanotechnology // *J. Alloys Compd.* 2014. № 586. P. S464–S468.
75. Тимошенко С.П. Соппротивление материалов. Том 1. М.: Наука, 1965. P. 364.
76. Волков А.Е., Евард М.Е. Расчёт неупругой деформации биметаллического элемента из сплава с памятью формы и стали // *Актуальные проблемы прочности сборник материалов Международного научного симпозиума (27 сентября – 1 октября 2010 года. Витебск, Беларусь ).* 2010. Vol. 1. P. 69–72.
77. Massalski T.B. et al. Binary alloys phase diagrams, 2nd edition // *Mater. Park. OH ASM Int.* 1990. Vol. 3. P. 2874.
78. Otsuka K., Kakeshita T. No Title // *MRS Bull.* 2002. № 27:91.
79. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys // *Prog. Mater. Sci. Elsevier Ltd,* 2005. Vol. 50, № 5. P. 511–678.
80. Tanaka K., Kobayashi S., Sato Y. Thermomechanics of transformation pseudoelasticity and shape memory effect in alloys // *Int. J. Plast.* 1986. Vol. 2, № 1. P. 59–72.
81. Belyaev S. et al. Martensitic transformation and physical properties of “steel–TiNi” bimetal composite, produced by explosion welding // *Phase Transitions.* 2010. Vol. 83, № 4. P. 276–283.
82. Resnina N., Belyaev S. Multi-stage martensitic transformations induced by repeated thermal cycling of equiatomic TiNi alloy // *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 486, № 1-2. P. 304–308.
83. Беляев С.П., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А. Обратимый эффект памяти формы как результат термоциклической тренировки под нагрузкой // *Проблемы прочности.* 1998. Vol. 7. P. 50–54.
84. Belyaev S., Resnina N. Stability of mechanical behavior and work performance in TiNi-based alloys during thermal cycling // *Int. J. Mater. Res.* 2013. Vol. 104, № 1. P. 11–17.
85. Furuya Y., Park Y.C. THERMAL CYCLIC DEFORMATION AND DEGRADATION OF SHAPE MEMORY EFFECT IN Ti-Ni ALLOY // *Nondestruct. Test. Eval.* 1992. Vol. 8-9, № 1-6. P. 541–554.