

УДК 538.9

DOI 10.33113/mkmk.ras.2021.27.04.459_481.02

ЭФФЕКТ РАЗМЯГЧЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ТРИКОТАЖА ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА*

Марченко Е.С., Ясенчук Ю.Ф., Ветрова А.В., Гюнтер С.В.,
Байгонакова Г.А., Гарин А.С.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия*

АННОТАЦИЯ

Методом мягкого отнулевого циклического растяжения и растяжения до разрыва исследованы образцы трикотажа, выполненного из проволоки TiNi толщиной 40 мкм, 60 мкм и 90 мкм. Обнаружено, что металлтрикотаж, при растяжении ведет себя как гиперупругий материал. Эффект сверхэластичности обнаружен у проволоки TiNi, но не проявился в трикотаже, выполненном из нее. При циклическом растяжении металлтрикотажа обнаружен эффект размягчения и запаздывания упругой разгрузки. С применением расчетных моделей Гента, Нео-Гука, Муни-Ривлина, Бергстрома-Бойса проведен расчет циклического растяжения трикотажного материала, используя экспериментальные данные циклического растяжения трикотажных лент из никелида титана. Обнаруженное подобие гиперупругого поведения металлтрикотажа и расчетных моделей позволят разработать методику сравнительной оценки трикотажных материалов из проволоки никелида титана разной толщины и критерии выбора трикотажного материала для пластики гиперупругих биологических тканей. Основными критериями реологического подобия металлтрикотажа и мягких тканей можно считать: величину предела прочности; модули упругости и диапазон низкомодульной и высокомодульной упругой деформации при нагрузке и разгрузке; величину остаточной деформации при циклическом растяжении. Обнаружено, что металлтрикотаж из сверхэластичной проволоки TiNi при мягком отнулевом циклическом растяжении проявляет резиноподобное поведение, свойственное гиперупругим материалам. При этом в наиболее нагруженных контактных участках сверхэластичной проволоки TiNi мартенситный фазовый переход не оказал влияния на диаграмму растяжения гиперупругого трикотажа. Остаточная макродеформация при первых двух циклах растяжения обусловлена проскальзыванием петель на контактных участках при нагрузке и трением, которое противодействует восстановлению упругой деформации при разгрузке. При циклической нагрузке металлтрикотажа из TiNi обнаружен эффект размягчения и запаздывания упругой разгрузки. Этот эффект обусловлен неоднородностью распределения упругой нагрузки в петлях трикотажа и трением в контактных участках петель, которое оказывает сопротивление упругой деформации петель. Установлено, что модель Бергстрома-Бойса, наиболее близка по диаграмме напряжение-деформация диаграмме трикотажной ленты.

Ключевые слова: никелид титана; металлтрикотаж; метод подгонки; модель Бергстрома-Бойса

* Исследования выполнены при поддержке гранта по Постановлению Правительства Российской Федерации №220 от 09 апреля 2010 г. (Соглашение №075-15-2021-612 от 04.06.2021 г.).

SOFTENING EFFECT DURING CYCLIC STRETCHING OF TITANIUM NICKELIDE KNITWEAR

Marchenko E.S., Yasenchuk Yu.F., Vetrova A.A., Gunter S.V.,
Baigonakova G.A., Garin A.S.

National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

ABSTRACT

Samples of knitwear made of TiNi wire with a thickness of 40 microns, 60 microns and 90 microns were studied by the method of soft zero cyclic loading under the action of uniaxial tensile stress and stretching to rupture. It has been found that metal friction, when stretched, behaves like a hyperelastic material. The effect of superelasticity was found in TiNi wire, but it did not manifest itself in knitwear made of it. The effect of softening and lagging of elastic unloading was detected during cyclic stretching of the metal mesh. The calculation of the cyclic stretching of knitted material was carried out using the calculation models of Gent, Neo-Hooke, Mooney-Rivlin, Bergstrom-Boyce, using experimental data on the cyclic stretching of knitted tapes made of titanium nickelide. The discovered similarity of the hyperelastic behavior of metallotricotage and computational models will allow us to develop a method for comparative evaluation of knitted materials made of titanium nickelide wire of different thicknesses and criteria for choosing a knitted material for the plastic of hyperelastic biological tissues. The main criteria for the rheological similarity of metallotricotage and soft tissues can be considered: the value of the tensile strength; elastic modulus and the range of low-modulus and high-modulus elastic deformation under load and unloading; the amount of residual deformation under cyclic tension. It has been found that the metal mesh made of superelastic TiNi wire under soft zero cyclic loading under the action of uniaxial tensile stress exhibits a rubber-like behavior characteristic of hyperelastic materials. At the same time, in the most loaded contact sections of the superelastic TiNi wire, the martensitic phase transition did not affect the stretching diagram of the hyperelastic knitwear. The residual macro-deformation during the first two stretching cycles is caused by the slipping of the loops on the contact sections during loading and friction, which counteracts the restoration of elastic deformation during unloading. The effect of softening and lagging of elastic unloading was detected during the cyclic loading of TiNi metal drainage. This effect is due to the heterogeneity of the elastic load distribution in the knitwear loops and the friction in the contact sections of the loops, which resists the elastic deformation of the loops. It is established that the Bergstrom-Beuys model is closest in the stress-strain diagram to the knitted ribbon diagram.

Keywords: titanium nickelide; metallotricotage; fitting method; the Bergstrom-Beuys model

ВВЕДЕНИЕ

Проблема биосовместимости имплантатов весьма актуальна, так как количество операций с использованием имплантатов в различных областях медицины стремительно растет. При этом количество новых материалов для пластики тканей быстро увеличивается, в то время как разработка теоретических основ их применения отстает от практики применения. В настоящее время проводится много исследований биомеханического поведения кровеносных сосудов, мышечных тканей, соединительных тканей, кожи, костей и других видов биологических тканей [1,2]. Активно исследуют такие имплантационные биоматериалы, как полимеры, керамика, металлы и композиционные материалы [3,4].

Метод мягкого отнулевого циклического растяжения остается одним из основных методов исследования гиперупругих материалов и сплавов с памятью формы. Диаграмма «напряжение – деформация» описывает напряжения, которые возникают в материале в ответ на деформацию, вызванную такими деформациями.

Большинство низкомодульных материалов при мягком отнулевом циклическом растяжении деформируются нелинейно с эффектом ужесточения [5]. В диаграммах деформации гиперупругих материалов, к которым относятся большинство биологических тканей, можно выделить три участка: начальный линейный участок с низким модулем упругости; средний нелинейный переходный участок; конечный линейный участок с высоким модулем упругости. Величина нелинейности находится в зависимости от скорости и величины деформации.

Интервал физиологической нагрузки обычно не превышает 20% от предела прочности. Интервал физиологической деформации, как правило, занимает 20-50% от максимальной деформации и захватывает участок с низким модулем упругости, или часть участка с высоким модулем упругости.

Для гиперупругих материалов также характерны гистерезис напряжений и эффект размягчения при циклической нагрузке, который называют эффектом Маллинза [6-8] (рис.1). Гистерезис после 1-го цикла существенно уменьшается, поэтому удобно выделить гистерезис 1-го (пунктиром на рис.1) и 2-го (сплошными линиями на рис.1) циклов. Эти эффекты вызваны потерями от противодействия вязким силам внутреннего трения со стороны упругих сил. Диаграммы такого типа характерны для мягких биологических тканей, а также для наполненных резин и низкомодульных резиноподобных материалов.

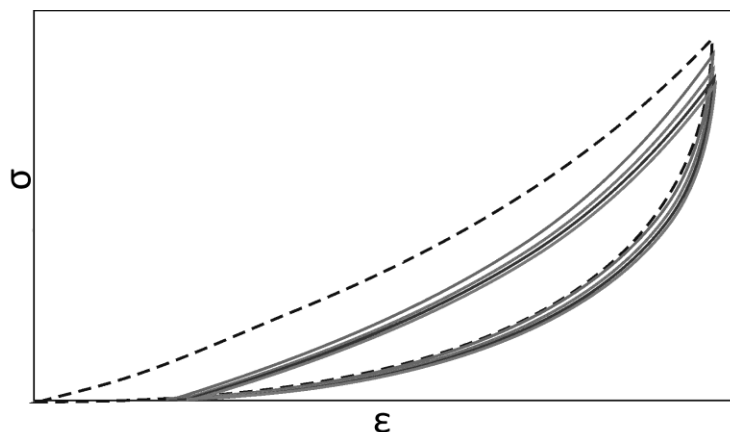


Рис.1. Обобщенная схема эффекта Маллинза при циклическом обратимом растяжении гиперупругих материалов.

Особое место среди материалов для имплантации занимают сверхэластичные сплавы никелида титана, которые нашли широкое применение в кардиохирургии, абдоминальной хирургии, стоматологии, травматологии и гинекологии [9-11]. Сверхэластичные имплантаты активно применяют в виде стентов в эндоваскулярной хирургии, ортодонтических дуг в ортодонтии, металлотрикожных материалов в пластике грыж.

Вязкоупругое поведение сплавов никелида титана достаточно хорошо изучено в рамках теории упругости и теории мартенситных превращений [12-17].

Внешняя нагрузка под действием одноосного растягивающего напряжения в имплантатах из никелида титана вызывает прямой мартенситный переход и рост энтропии, что сопровождается большими тепловыми потерями во всем объеме образца из-за внутреннего трения между кристаллами аустенита и мартенсита.

В связи с изучением деформационного поведения конструкций из сверхэластичной проволоки никелида титана большой интерес вызывают исследования резиноподобного поведения прессованных пружин из никелида титана [18]. Изделия, выполненные из сверхэластичной проволоки, приобретают свойства гиперупругих материалов с характерным эффектом размягчения. Авторы объясняют такие изменения упругим упрочнением витков проволоки и появлением многочисленных контактов между витками.

Опыт успешного практического применения сверхэластичных имплантатов во всем мире основан на большом количестве испытаний каждой конструкции и высокой квалификации разработчиков. Более широкое применение этого типа материалов требует разработки объективных биомеханических критериев применения сверхэластичных конструкций. Отсутствие таких критериев создает повышенные риски применения, которые ограничивают применение сверхэластичных имплантатов из никелида титана.

Трикотаж, выполненный из сверхэластичной проволоки никелида титана толщиной от 100 до 40 мкм, является перспективным экспериментальным материалом для пластики костных и мягких тканей. Для повышения прогнозируемости органосохраняющей пластики мягких биологических тканей сетчатыми имплантатами необходимо разработать объективные критерии оценки деформационного поведения трикотажного материала и критерии выбора материалов для конкретных биологических тканей с определенными реологическими характеристиками. Единый подход к реологической оценке биоткани и имплантата при растяжении позволит выработать простые и пригодные в практическом применении критерии оценки деформационного гиперупругого поведения имплантата и биологической ткани. Выработать такие критерии поможет моделирование гиперупругой циклической деформации растяжением. Применяемые при моделировании константы могут послужить основой для разработки критериев. При дальнейшем исследовании планируется сопоставить полученные константы с реальными параметрами материала, такими как толщина проволоки, модули упругости и сдвига, а также геометрические параметры трикотажа. Параметры трикотажа, которые влияют на особенности экспериментальных кривых, можно сопоставить примененным в расчетных моделях константам.

Обычно, для калибровки материалов используют диаграммы, полученные тремя методами деформирования: растяжение, сжатие и сдвиг. В дополнение к этому проводят испытания для расчета объемных эффектов. Вместе эти четыре вида испытаний составляют необходимый набор для точного описания гиперупругого поведения. Однако, стоит отметить, что на практике не для всех материалов возможно провести весь комплекс необходимых испытаний. В этих случаях можно выполнить менее точную подгонку, используя данные испытаний только в одном из режимов деформации.

Подгонка кривых включает в себя выбор математической гиперупругой модели и ее аппроксимацию с помощью имеющихся экспериментальных данных. Полученная математическая модель будет являться инструментом определения биосовместимости трикотажной сетки и биологической ткани. Наиболее

подходящей моделью для моделирования гиперупругого поведения трикотажа, по нашему мнению, является модель Бергстрема-Бойса.

Модель Бергстрема-Бойса (BB) – это усовершенствованная модель для прогнозирования, зависящего от времени поведения эластомерных материалов при больших деформациях. Известно, что модель подходит как для традиционных технических резин, так и для мягких биоматериалов. Эта модель представляет собой две взаимосвязанные макромолекулярные сети. Одна описывается гиперупругой моделью (сеть А), другая – ее модифицированной версией (сеть В), которая так же учитывает вязкость материала [19,20].

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Для изучения вязкоупругих свойств трикотажа подготовили образцы сверхэластичной проволоки никелида титана толщиной 60 мкм и металлотрикотаж, связанный из проволоки толщиной 40, 60, 90 мкм (рис.2). Образцы металлотрикотажа и одиночной проволоки длиной 100 мм запрессовывали в наконечники с отверстиями для захватов.

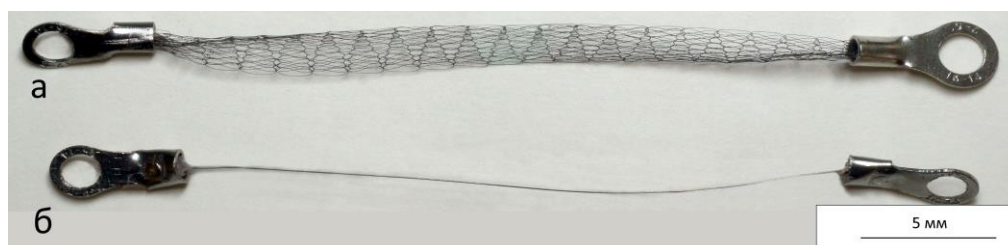


Рис.2. Металлотрикотаж (а) и сверхэластичная проволока (б) из никелида титана.

Указан состав сплава Ti-50 ат.% Ni. Прямой и обратный мартенситный переход проходили под действием переменной внешней нагрузки, что соответствует эффекту сверхэластичности.

Проволоку толщиной 40, 60, 90 мкм получали из слитков 240 мм x 20 мм термомеханической обработкой с промежуточными отжигами в 4 этапа:

1. Ручьевого прокат слитка диаметром 20 мм до прутка толщиной 7 мм (20 циклов);
2. Ротационная ковка прутка от толщины 7 мм до 3,5 мм (7 циклов);
3. Холодное волочение проволоки от 3,5 мм до 500 мкм (25 циклов);
4. Горячее волочение проволоки от 500 мкм до 90-40 мкм (50-70 циклов).

Трикотажную трубу шириной 50 петель получали из проволоки 40, 60, 90 мкм, отжигали и деформировали прокаткой в двойную ленту при температуре 500°C. От ленты отрезали образцы длиной 70 мм, концы которых запрессовывали в наконечники.

Деформационные диаграммы растяжения вязкоупругих материалов получали на программно-управляемом электромеханическом комплексе мягкого отнулевого циклического растяжения с усилием до 9,8 Н. Управление растяжением осуществляли с помощью персонального компьютера, который позволяет назначать и менять количество циклов, скорость и пределы растяжения. Машина растяжения снабжена универсальными захватами образцов с винтовыми фиксаторами. Растяжение образцов проводили с точностью 3 мкм, фиксируя развиваемое усилие в образцах при нагрузке и разгрузке, с точностью 0,004 Н.

Электронную просвечивающую микроскопию образцов проволоки в режиме темного поля и нанодифракции проводили методом тонких фольг на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 kV. Тонкие фольги готовили из параллельных сечений на установке Fischione Instruments Model 1051 TEM Mill. Предварительную вышлифовку ямок проводили на Fischione Instruments Model 200 Dimpling Grinder.

Изображения общего вида поверхности сверхэластичной проволоки TiNi получали на сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA 3 LMU в Analytical center geochemistry of natural systems TSU. Сканирование выполнено при ускоряющем напряжении (HV) 20 кВ.

Изображение препарата металлотрикотажа из проволоки TiNi 60 мкм, интегрированного в биологические ткани, было получено с помощью лазерной конфокальной сканирующей микроскопии на микроскопе ZEISS LSM 780 NLO в Томском региональном центре коллективного пользования.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

При циклическом растяжении трикотажа из сверхэластичной проволоки TiNi были получены деформационные зависимости с эффектом размягчения, типичные для класса вязко-гиперупругих материалов, поэтому полученные зависимости анализировали с позиций, принятых для гиперупругих материалов.

2.1. Особенности деформации трикотажа и сверхэластичной проволоки из сплава никелида титана.

Никелид титановую проволоку толщиной менее 100 мкм можно считать композиционным материалом, так как при таких толщинах становится значимой относительная доля поверхностных неметаллических фаз и их влияние на физико-механические и электрохимические свойства проволоки. Поверхностные фазы формируются на проволоке при взаимодействии примесей внедрения с поверхностными слоями матрицы TiNi в ходе циклической пластической деформации и отжигов на воздухе в присутствии смазки (рис.3).

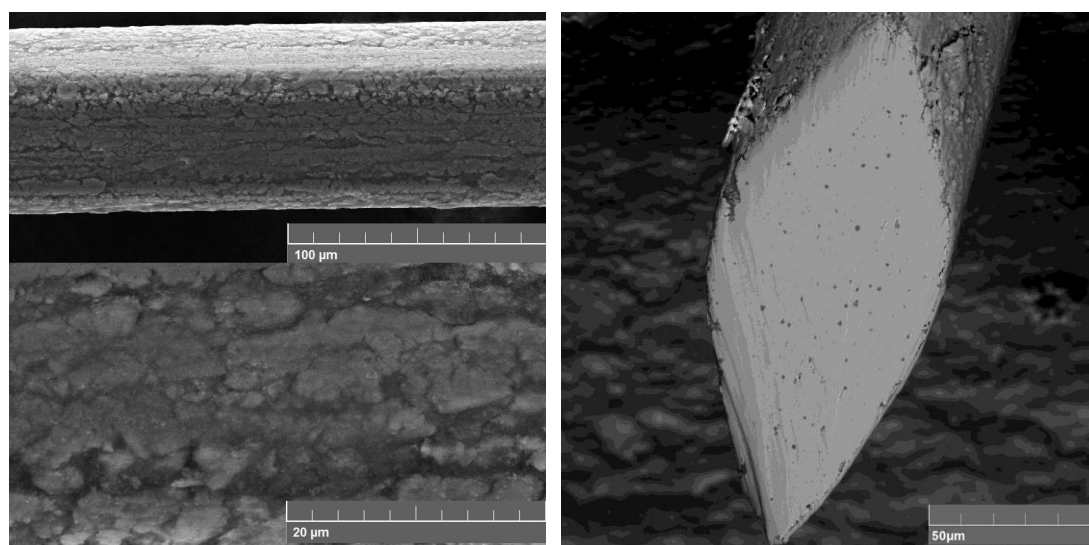


Рис.3. Общий вид поверхности сверхэластичной проволоки TiNi толщиной 60 мкм.

Примеси внедрения стимулируют распад матрицы в поверхностных слоях и сегрегацию титана к поверхности. Продукты распада матрицы при взаимодействии с примесями внедрения образуют сложный комплекс оксикарбонитридов титана и никелида титана, которые формируют шероховатую поверхность проволоки.

Для сравнения с кривыми растяжения трикотажа провели испытания проволоки TiNi толщиной 60 мкм, из которой изготавливали трикотаж. Полученные диаграммы растяжения проволоки полностью соответствуют типовым диаграммам растяжения никелид титановой проволоки (рис.4).

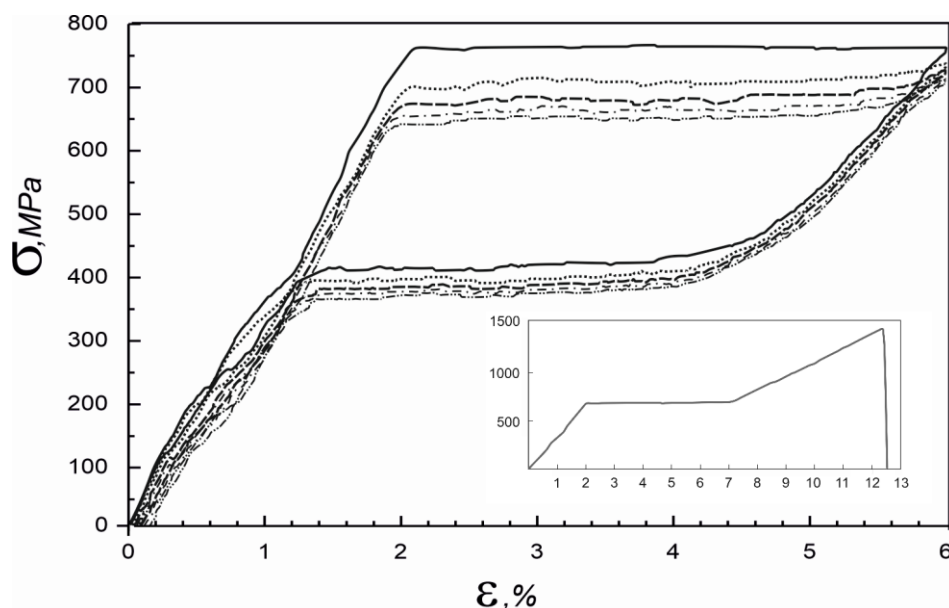


Рис.4. Деформационная диаграмма циклического (5 циклов) растяжения проволоки TiNi 60 мкм. На вкладке однократное растяжение до разрыва.

Диаграмма однократного растяжения до разрыва имеет три линейных участка: до 2% участок упругой деформации аустенита B2; участок вязкого течения в интервале деформации 2-7,5% связанный с прямым мартенситным превращением аустенита в мартенсит $B2 \rightarrow B2+R \rightarrow B19'$; 7,5-13% участок линейного упрочнения, связанный с деформацией мартенсита B19'. На участке упругой деформации аустенита при критическом уровне напряжения аустенит становится нестабильным и начинают формироваться зародыши мартенситной фазы, индуцированной напряжением. При достижении критического напряжения мартенситного сдвига мартенсит распространяется в образце под постоянным напряжением и формирует участок вязкого течения в виде плато, связанный с ростом полос мартенсита [21]. Результатом фазового превращения является удлинение образца на 5,5%. Предел текучести совпадает с пределом упругости и равен 700 МПа. Предел прочности проволоки равный примерно 1500 МПа достигнут при 13% относительной деформации.

Деформация проволоки, претерпевающей напряжение, вызванное мартенситным превращением в цикле «нагрузка-разгрузка», характеризует ее сверхэластичное поведение (рис.5). На деформационной диаграмме первого цикла растяжения значение критического напряжения мартенситного сдвига прямого МП σ_c составляет 780 МПа. В процессе растяжения накапливается 4% неупругой мартенситной деформации ε_M , которая с запаздыванием полностью

возвращается при разгрузке, образуя гистерезис напряжения $\Delta\sigma$ величиной 360 МПа. Площадь петли гистерезиса соответствует диссипации энергии за счет внутреннего трения при движении межфазных границ раздела аустенит-мартенсит.

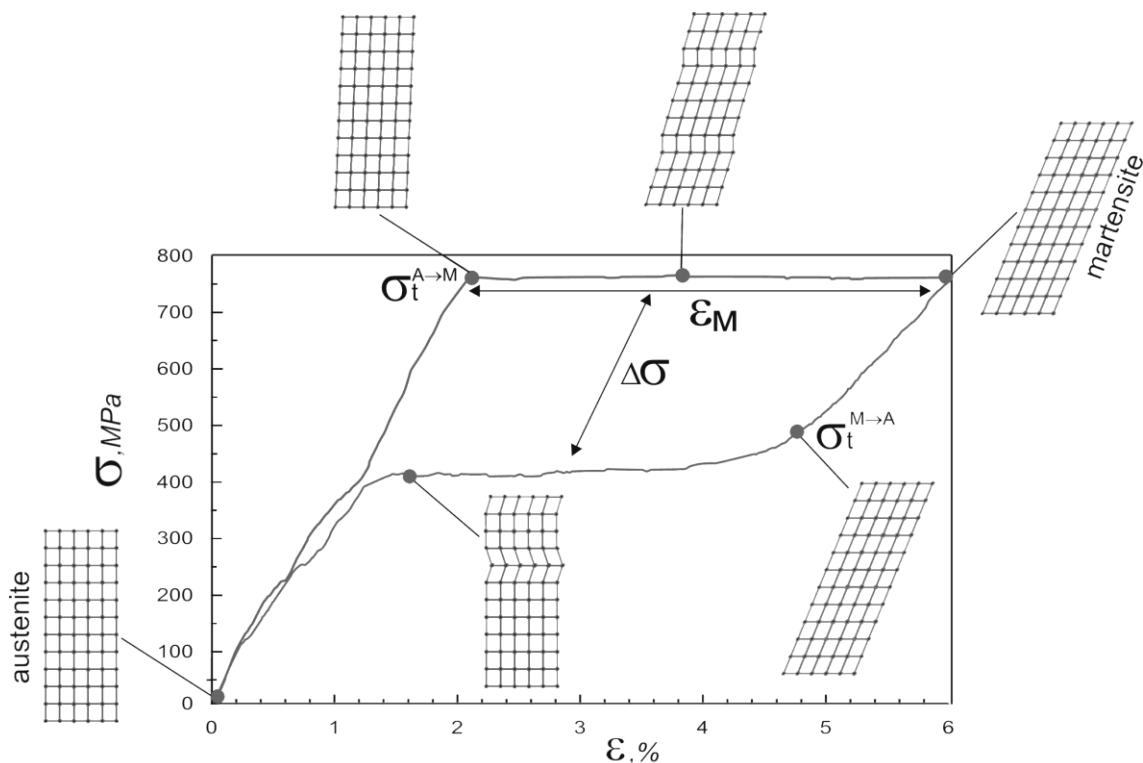


Рис.5. Схема двойникования на характерных участках тензометрической кривой при однократном растяжении проволоки TiNi.

Отсутствие остаточной деформации связано с однородной нанокристаллической структурой проволоки со средним размером зерен 20 нм. Внутри зерен дислокационные дефекты обнаружены не были, соответственно нет дислокационных проскальзываний, которые вызывают накопление остаточной деформации.

На темнопольных ТЕМ изображениях видны зерна от рефлекса (001) соответствующие аустенитной фазе В2-TiNi (рис.6). Поскольку внутри нанозерен не возникает дислокаций, можно сделать вывод, что границы зерен действуют как центры гетерогенного зарождения кристаллов мартенсита [22,23]. Это согласуется с экспериментальными результатами, показывающими, что в NiTi границы зерен могут способствовать мартенситному превращению по сверхэластичному механизму.

Следует отметить, что в нашем случае малый размер зерна не подавляет сверхэластичное поведение, в отличие от работ [24-26], в которых сверхэластичность сильно зависит от размера зерна и при размере зерен менее 50 нм в TiNi мартенситное превращение полностью подавляется.

Проведены испытания трикотажных лент из проволоки никелида титана 40, 60 и 90 мкм путем мягкого отнулевого однократного и циклического растяжения.

Важно отметить, что при однократном растяжении до разрушения на диаграммах не обнаружено участков текучести, вызванных мартенситным переходом, которые были обнаружены при растяжении образцов из одиночной

проволоки. Это свидетельствует о том, что напряжения в большей части трикотажа при растяжении на 10% не достигают напряжения мартенситного сдвига и остаются ниже предела упругости.

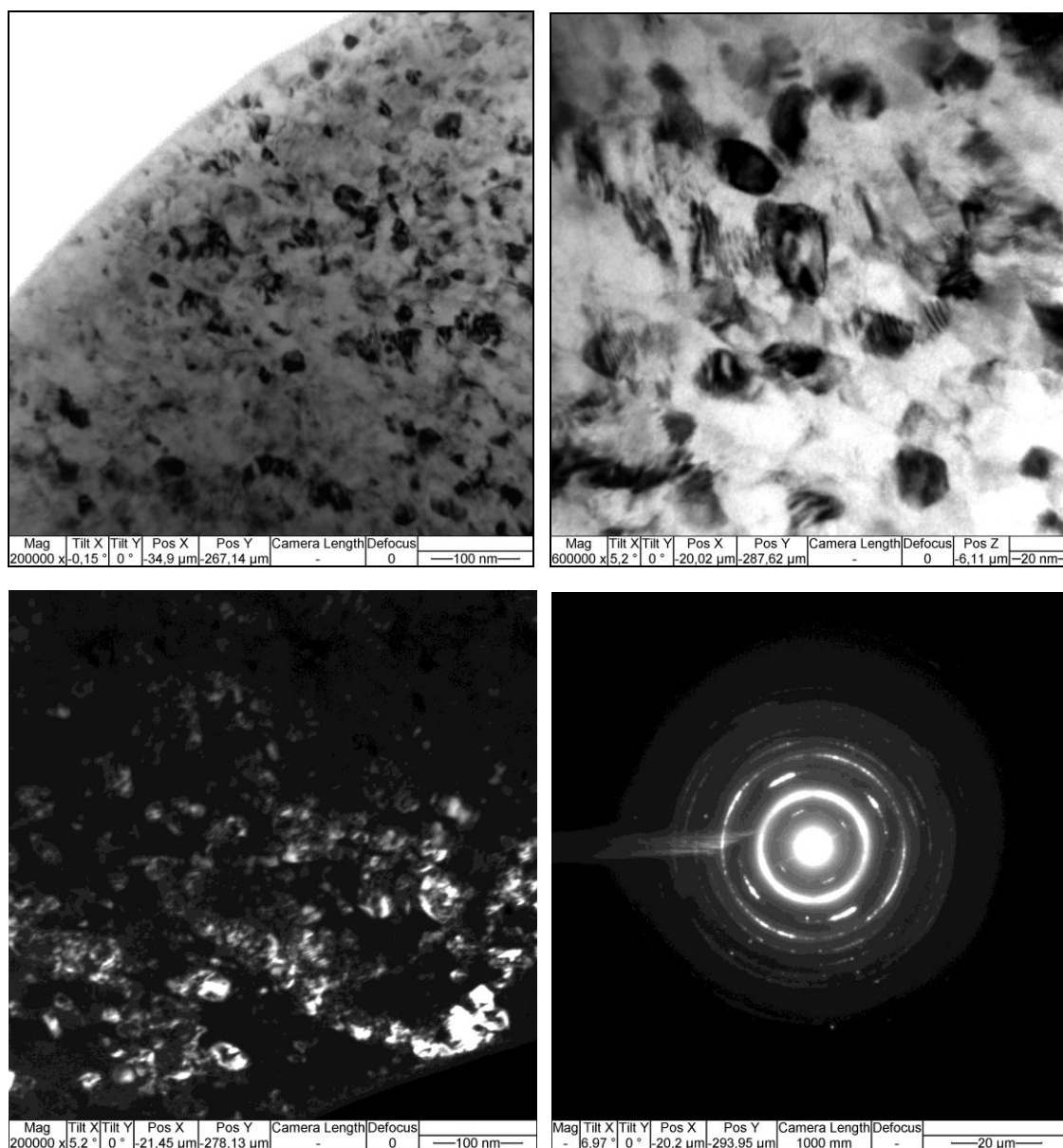


Рис.6. ПЭМ изображения нанокристаллической структуры проволоки TiNi 60 мкм с соответствующей квазиколецевой дифракцией от B2 фазы.

При однократном растяжении трикотажа толщиной 60 мкм на начальном участке до 20% трикотаж деформируется упруго и имеет постоянный модуль упругости. На участке 20-40% модуль упругости растет нелинейно, а на участке 40-50% снова становится постоянным, намного большим по величине, чем на начальном участке. На завершающем участке деформации в интервале 50-55% деформации модуль снова нелинейно снижается. Подобным образом меняются модули упругости у трикотажа толщиной 40 мкм и 90 мкм.

Предел прочности трикотажа значительно ниже предела прочности проволоки. Так как растягивающая сила в ленте распределяется неравномерно, то таким образом снижаются механические характеристики проволоки в составе

ленты, в отличие от значений, полученных при испытании проволоки вне сетки. Очевидно, что, увеличивая и уменьшая толщину проволоки, можно существенно менять предел прочности трикотажа. Разрушение трикотажной ленты можно отнести к вязко-хрупкому типу, так как на конечном участке деформации шириной не более 5% произошел выход на плато упрочнения и разрушение произошло по хрупкому типу. На контактных участках петель быстро и одновременно был достигнут предел прочности проволоки из-за быстрого упрочнения сплава в мартенситном состоянии, для которого характерно хрупкое разрушение.

При однократном и циклическом растяжении металлотрикотажа на 10% и 20% получены диаграммы растяжения характерные для гиперупругих материалов. Во всех случаях циклического растяжения после первого цикла нагрузки происходит уменьшение площади и стабилизация петли гистерезиса (рис.7-12).

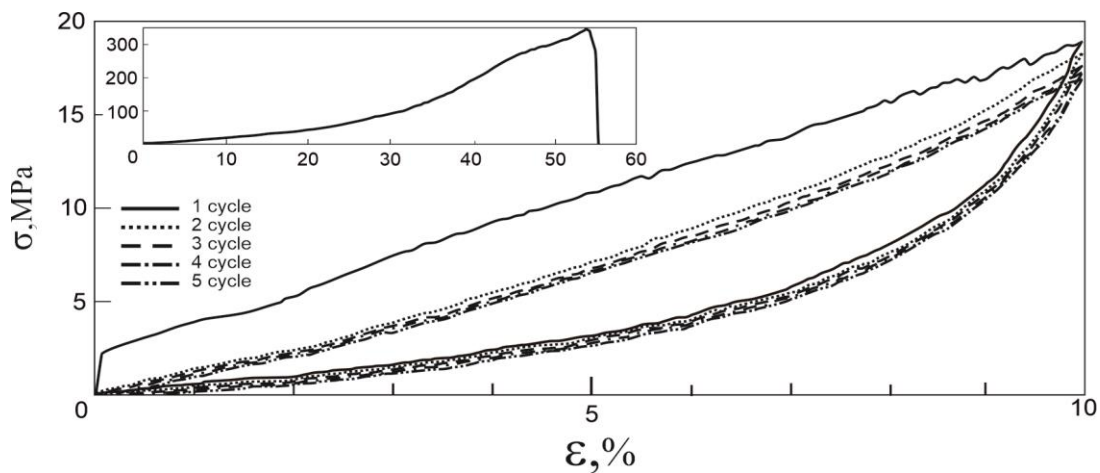


Рис.7. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении 10% (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 40мкм, на вставке растяжение до разрыва.

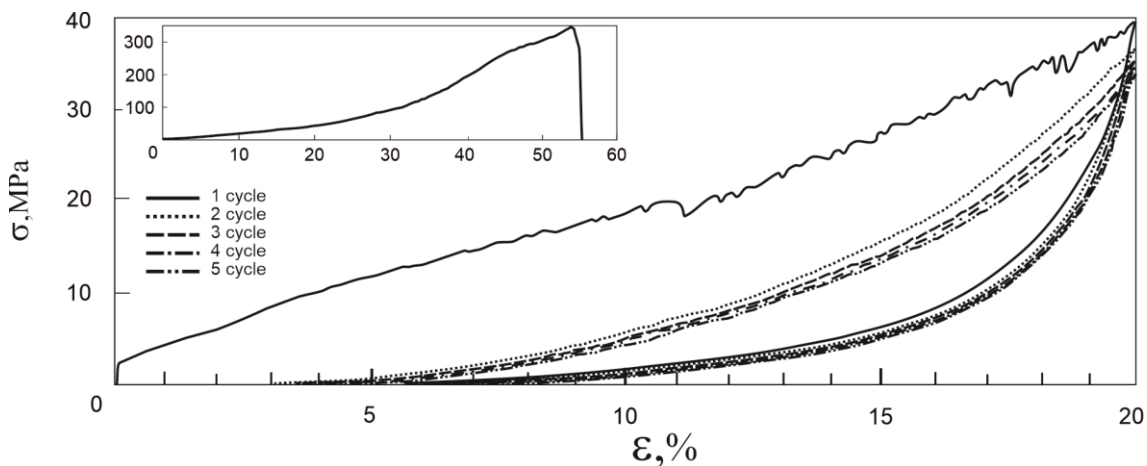


Рис.8. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении 20% (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 40мкм, на вставке растяжение до разрыва.

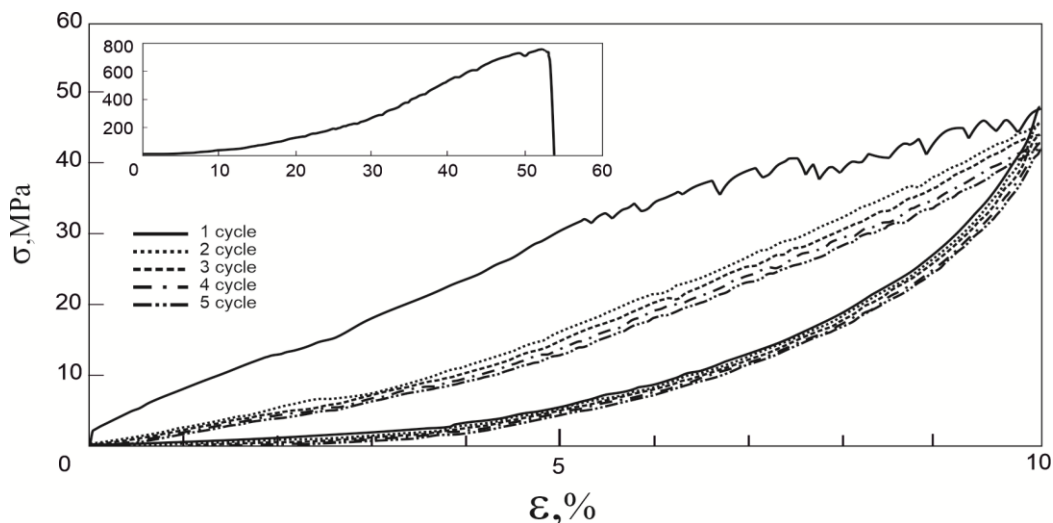


Рис.9. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении 10% (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 60 мкм, на вставке растяжение до разрыва.

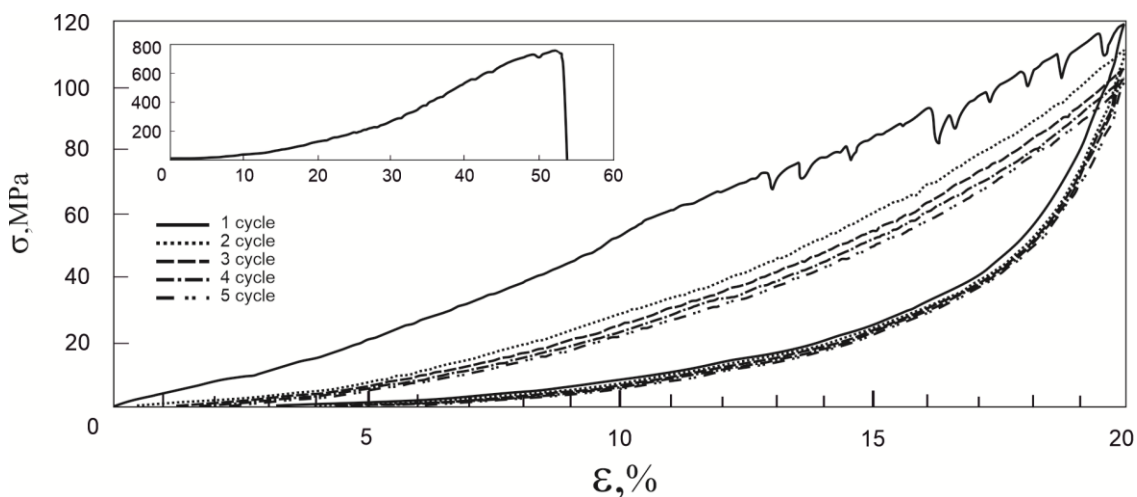


Рис.10. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении 20% (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 60 мкм, на вставке растяжение до разрыва.

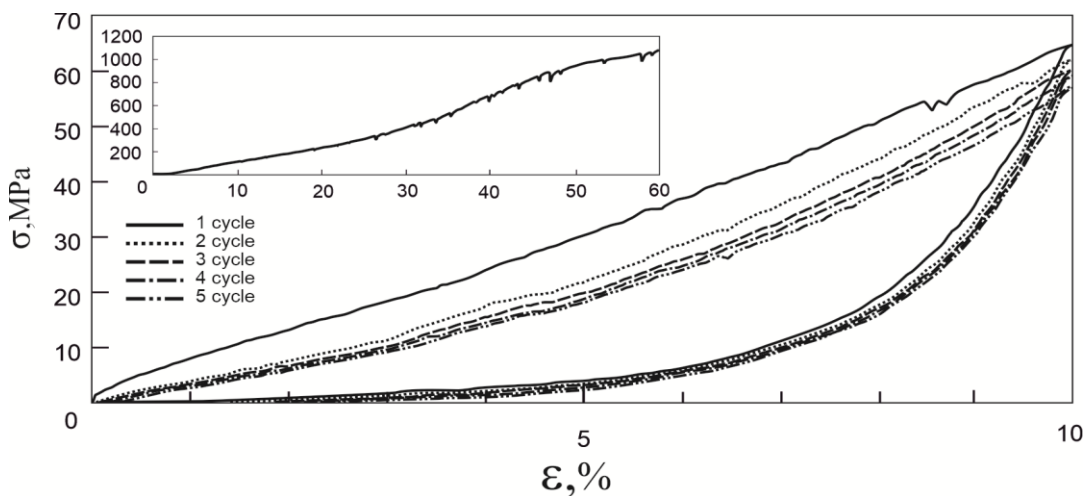


Рис.11. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении 10% (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 90 мкм, на вставке растяжение до разрыва.

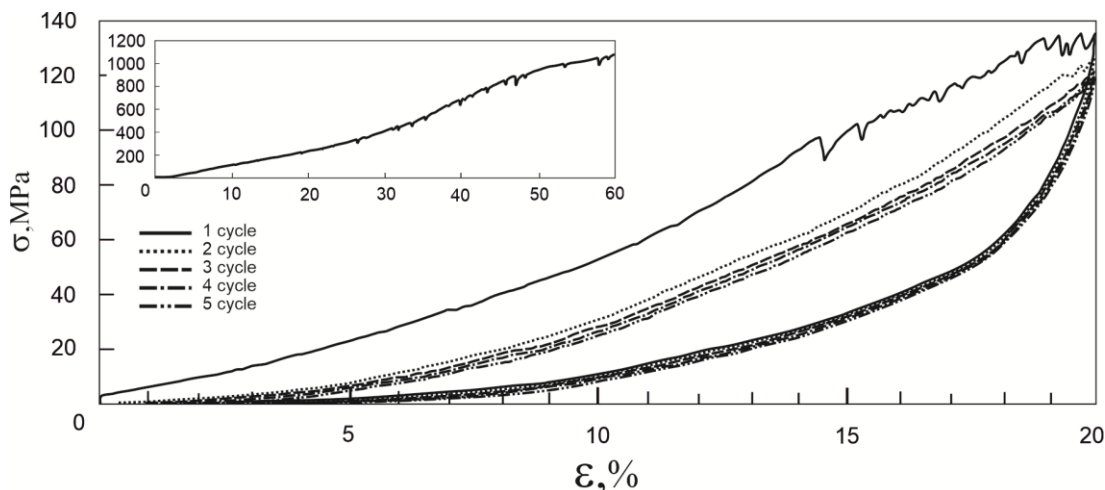


Рис.12. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении 20% (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 90 мкм, на вставке растяжение до разрыва.

Испытания циклическим растяжением проводили в пределах нормальной физиологической деформации 10% и не достигали критического удлинения, при котором упругая деформация петель переходит в пластическую. Очевидно, удлинение зависит от толщины проволоки и конструктивных особенностей трикотажа. Мы считаем, что участки петель трикотажа, которые находятся за пределами контактных участков, деформируются упруго не более чем на 2%.

На всех диаграммах обнаружены линейные участки с низким и высоким модулем упругости. Особенно хорошо это видно на диаграммах циклического растяжения при толщине проволоки 40 мкм и относительной деформации 20%. Кроме того, в этом случае хорошо заметна остаточная деформация 3%.

Диаграммы циклического 10%-ого растяжения на участках нагрузки линейные и теряют линейность при разгрузке. При каждом следующем цикле растяжения модуль упругости и максимальные напряжения снижаются. Такой эффект размягчения у гиперупругих материалов называют эффектом Маллинза. Эффект размягчения при циклическом растяжении трикотажа обусловлен соотношением упругих сил, развиваемых в петлях при разгрузке, и вязких сил трения между петлями.

Уже на первом цикле разгрузки трикотажа происходит обособление более и менее упругих участков диаграммы, связанных с более и менее нагруженными участками в петлях трикотажа. При этом на этапе возврата деформации упругие участки с высоким модулем упругости более эффективно преодолевают силы внутреннего трения, чем низкомолекулярные и, таким образом, проявляется эффект размягчения и запаздывания разгрузки. Вязкие силы трения препятствуют низкомолекулярным упругим силам, которые стремятся вернуть петли в первоначальное состояние, и трикотаж приобретает оптимальную стабильную конфигурацию.

При 20%-ом растяжении трикотажа уменьшение толщины проволоки, и снижение упругих сил возврата приводит к большому проигрышу силам трения. В результате остаточная деформация трикотажа при толщине проволоки 40 мкм составляет 3%. При этом упругая деформация растяжения также становится нелинейной для всех толщин от 40 до 90 мкм и приобретает признаки

гиперупругого циклического растяжения. При толщине 40 мкм нелинейность заметно проявляется даже на первом цикле растяжения.

В начальный момент первого цикла растяжения трикотажа толщиной 40 и 60 мкм обнаружен скачок напряжения с крайне высоким модулем упругости. Очевидно, это связано с диссипативными процессами преодоления трения покоя между петлями. При толщине проволоки 40 мкм этот эффект выражен сильнее, чем при 60 мкм и 90 мкм.

Обнаруженный динамический гистерезис, характерен для циклически нагруженных вязкоупругих систем. Обнаружено, что площадь гистерезиса 1-го цикла значительно превышает площади 2-го и следующих циклов (см. рис.1). Растяжение при циклической нагрузке связано с преодолением трения покоя, проскальзыванием и необратимым сдвигом петель относительно друг друга. Проскальзывание и сдвиг петель при первом цикле растяжения существенно больше, чем при последующих циклах, поскольку петли занимают с каждым циклом все более оптимальное положение по отношению к направлению нагрузки. Затраты на преодоление сил трения падают сразу после первого цикла почти вдвое. Разница площадей между первыми петлями гистерезиса заметно увеличивается с уменьшением толщины проволоки и увеличением растяжения до 20%. Это означает уменьшение доли упругой составляющей и увеличение доли вязкой силы сопротивления в соотношении упругих и вязких сил.

В металлотрикожае, как и в других напряженно связанных конструкциях, напряжения распределены крайне неравномерно. Поэтому при однократном растяжении трикотажа до разрыва на контактных участках петель напряжения достигают не только предельной мартенситной деформации, но и предела прочности. При циклическом растяжении в интервале упругой деформации признаков пластической деформации на контактных участках не обнаружено. На свободных участках петель напряжения не везде достигают напряжения мартенситного сдвига. Поэтому зависимость растяжения сохраняет линейность без остаточной деформации при 10%-ном растяжении и приобретает небольшую нелинейность и 3% остаточной деформации при 20%-ном растяжении. Следовательно, диссипация энергии, связанная с внутренним трением при мартенситном превращении в контактных участках петель, является лишь частью потерь, в то время как основные потери связаны с поверхностным трением между петлями трикотажа. Таким образом, в результате неравномерного распределения нагрузки в петлях трикотажа эффект сверхэластичности может проявляться только локально на контактных участках петель. Остальная часть петель испытывает упругую деформацию, а трикотаж в целом ведет себя как вязко-гиперупругий материал [27,28].

Диаграммы циклического растяжения металлотрикотажа носят гиперупругий или резиноподобный характер. Все образцы при циклическом растяжении проявляли эффект размягчения и запаздывания и в каждой из диаграмм можно выделить низко модульную и высоко модульную части. Максимальные развиваемые напряжения, модуль упругости и динамический гистерезис всех образцов стабилизировались к 3-му циклу растяжения. При этом низко модульный участок упругой деформации при разгрузке занимает стабильное положение уже с первых циклов.

Трикожажная лента является не цельным объектом, а напряженно-связанной конструкцией, петли которой находятся в зацеплении, но сохраняют индивидуальную подвижность. Напряженно-связанная конструкция деформируется

крайне неоднородно. Контактные участки петель испытывают экстремальный изгиб, при котором напряжения приближаются к пределу прочности, а остальные участки испытывают растяжение и изгиб при напряжениях значительно ниже предела упругости. Поэтому упругая деформация на различных участках петель возвращается с различной скоростью.

Учитывая, что при циклическом растяжении трикотажа обнаружена переменная остаточная деформация, зависящая от толщины проволоки и гистерезис напряжения, можно предположить, что потери связаны с трением на контактных участках при проскальзывании петель. Известно, что эффект Маллинза характерен для напряженно-связанных структур [29], резиноподобных материалов [30], клеточных мембран [31] и конструкций из прессованной проволоки с эффектом памяти формы [32].

На диаграммах растяжения участок нагрузки остается линейным на всех циклах при растяжении 10%, но становится нелинейным после первого цикла при растяжении 20%. Такое поведение говорит о том, что для данного конструктивного решения трикотажа растяжение менее 20% является недостаточной нагрузкой для преодоления Гуковской упругой деформации.

Сравнение диаграмм растяжения проволоки 60 мкм и трикотажа, сделанного из нее, позволяет уверенно утверждать, что напряженно-связанная конструкция трикотажа ограничивает проявление эффекта сверхэластичности, свойственного проволоке.

2.2. Подгонка реологического поведения расчетной модели и диаграммы объекта моделирования.

В программном приложении MCalibration, разработанном компанией Polymer FEM, была выполнена калибровка полученных экспериментальных моделей. В качестве входных данных использовали экспериментальные результаты мягкого отнулевого циклического растяжения трикотажной ленты.

Для получения расчетных кривых использовали несколько различных моделей гиперупругих материалов из библиотек ANSYS, Altair Radioss и Polyumod, доступных в программном приложении MCalibration. Полученные расчетные кривые сравнивали с экспериментальными кривыми одного цикла растяжения трикотажной ленты.

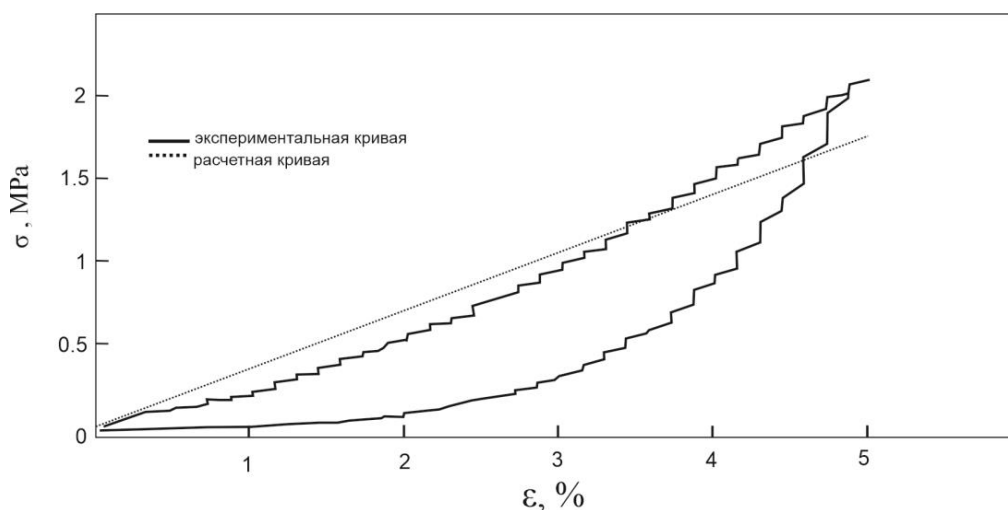


Рис.13. Деформационная диаграмма 1 цикла растяжения на 5% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм. Модель Гента.

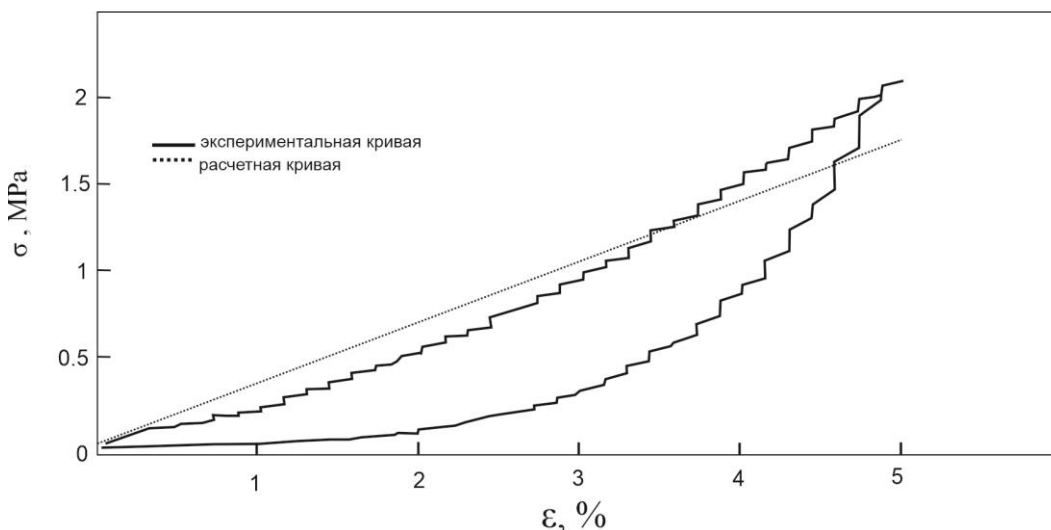


Рис.14. Деформационная диаграмма 1 цикла растяжения на 5% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм. Модель Нео-Гука.

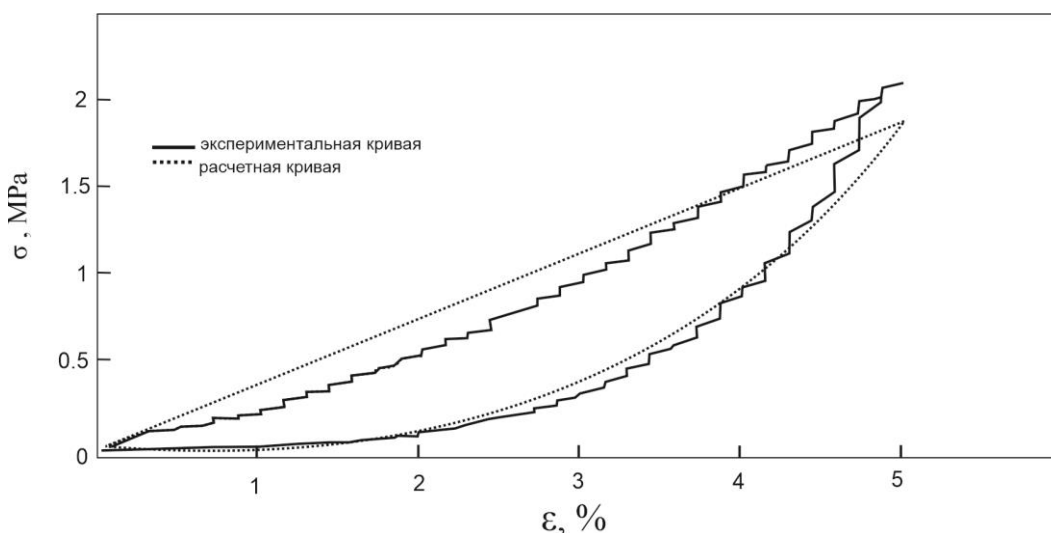


Рис.15. Деформационная диаграмма 1 цикла растяжения на 5% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм. Модель Муни-Ривлина 5 параметров.

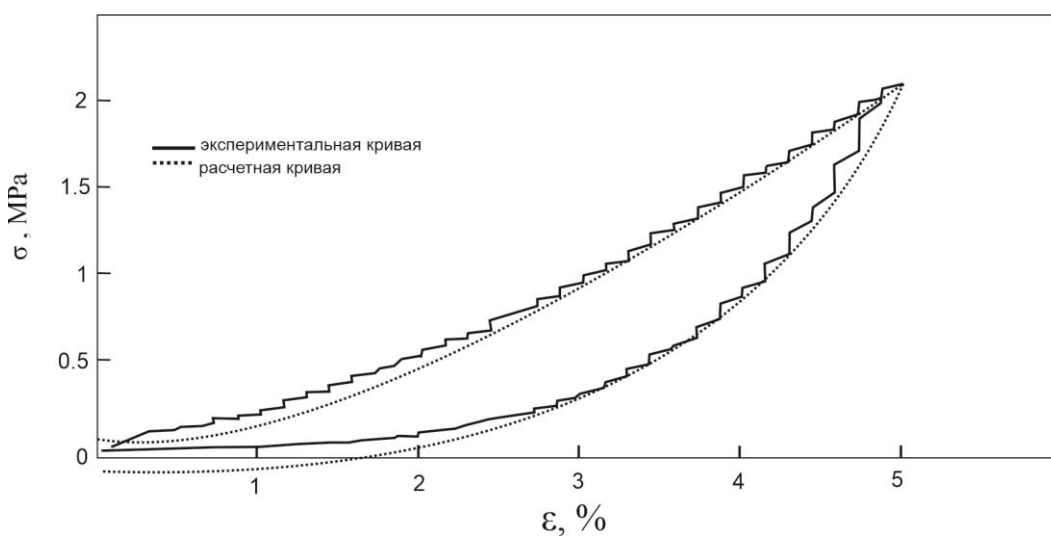


Рис.16. Деформационная диаграмма 1 цикла растяжения на 5% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм. Модель Бергстрёма-Бойса.

Таблица 1.

Значения констант модели деформационной диаграммы 1-го цикла растяжения на 5% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм, построенной с использованием: модель Гента; модель Нео-Гука; пятипараметрическая модель Муни-Ривлина; модель Бергстрома-Бойса.

Модель Гента	Модель Нео-Гука	Пятипараметрическая модель Муни-Ривлина	Модель Бергстрома-Бойса
$\mu=11.4113$ $J_m=1.1$ $d=5.93504e-08$	$\mu=11.4558$ $\kappa=11728.7$	$C_{10}=6.06897$ $C_{01}=0.0399797$ $C_{20}=2.54781$ $C_{11}=0.414294$ $C_{02}=0.186879$ $d=0.00140736$ $r=0.0713254$ $m=0.642339$ $\beta=0.632002$	$C_{10}=5.848$ $C_{20}=-1.45613$ $C_{30}=0.210643$ $sb=7.22684$ $D_1=14.2791$ $D_2=0.0507636$ $D_3=0.0916056$ $A=0.0121277$ $C=-0.00379465$ $M=1.00078$ $\xi=5.13008e-07$

Линейное поведение расчетной зависимости напряжение-деформация на рис.13,14 обуславливается небольшим количеством констант в выбранных математических моделях. Пятипараметрическая модель Муни-Ривлина (рис.15) используется для описания поведения гиперупругих материалов до 100% деформации и имеет большее количество констант, описывающих материал. Это дает модели преимущество для описания деформационной диаграммы растяжения трикотажной ленты, но участок нагрузки остается линейным. В результате подгонки наибольшее реологическое подобие экспериментальной и расчетной кривых обнаружено при калибровке модели Бергстрома-Бойса (рис.16).

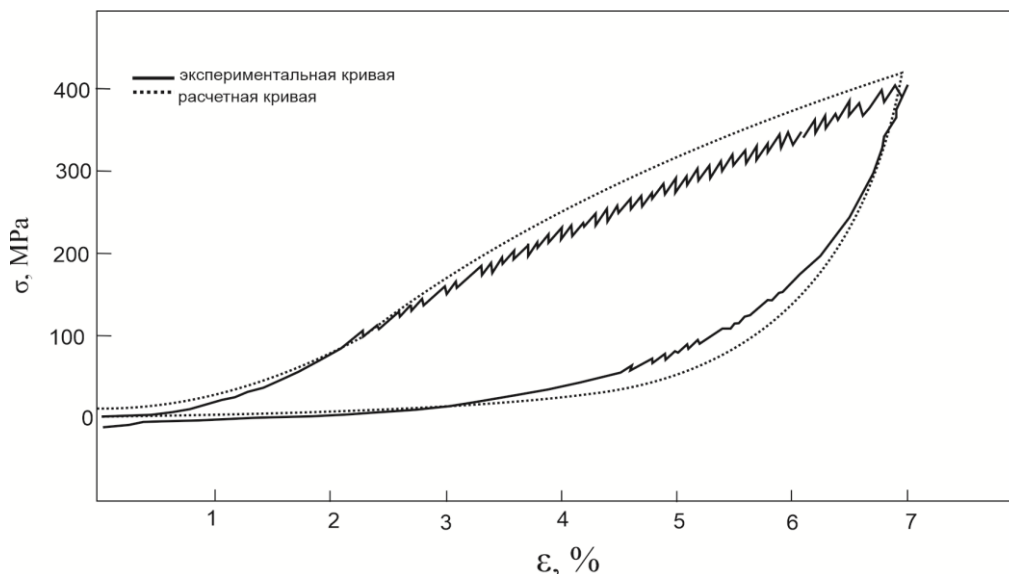


Рис.17. Деформационная диаграмма 1-го цикла растяжения на 7% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм. Модель Бергстрома-Бойса.

Для описания 1 цикла растяжения трикотажной ленты использовали модель Бергстрома-Бойса из библиотеки Altair Radioss. При подгонке с использованием этой модели использовали 11 констант. Их значения приведены в таблице 2.

Таблица 2.

Значения констант расчетной модели Бергстрома-Бойса для деформационной диаграммы 1-го цикла растяжения на 5% и 7% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм.

Параметр		5%	7%
C10	Параметр $\dot{\gamma}_{eo}$ C10	5,848	1022,79
C20	Параметр $\dot{\gamma}_{eo}$ C20	-1,45613	-280,097
C30	Параметр $\dot{\gamma}_{eo}$ C30	0,210643	7,07508
Sb	Жесткость вязкоупругой сети относительно упругой сети	7,22684	14,1324
D1	Объемный коэффициент 1	14,2791	0,43298
D2	Объемный коэффициент 2	0,0507636	0,000409864
D3	Объемный коэффициент 3	0,0916056	0,18646
A	Предэкспоненциальный коэффициент	0,0121277	7,30287e-05
ExpC	Экспоненциальная деформация	-0,00379465	-0,322161
ExpM	Экспоненциальное напряжение	1,00078	1,08956
χ_i	Степень смещения деформации	5,13008e-07	0,000931846

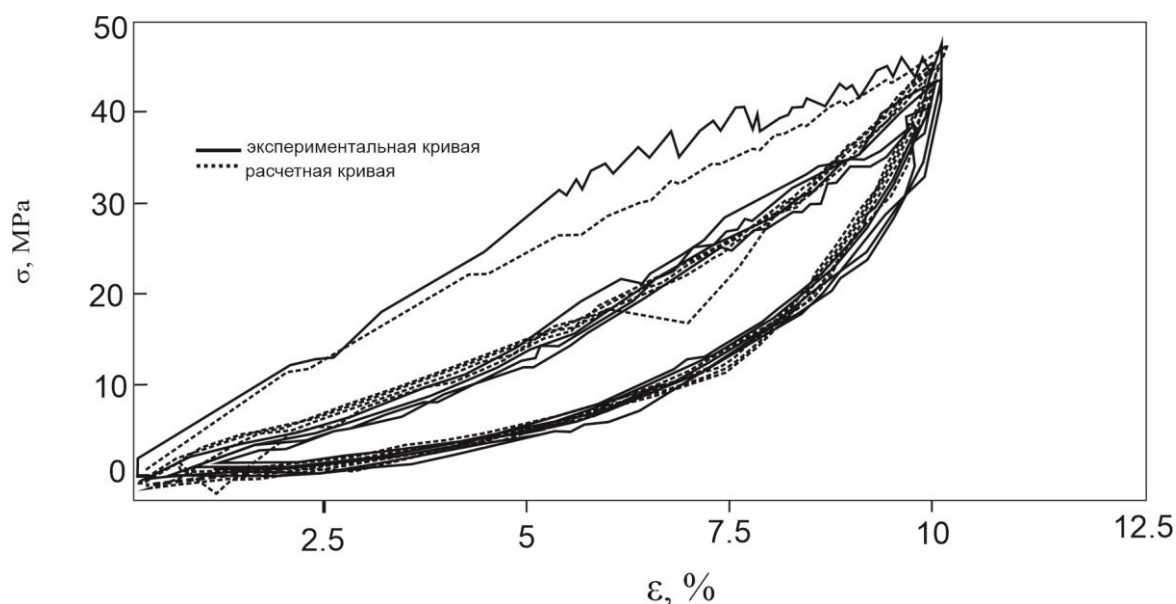


Рис.18. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 60 мкм, растяжение 10%. Модель Бергстрома-Бойса.

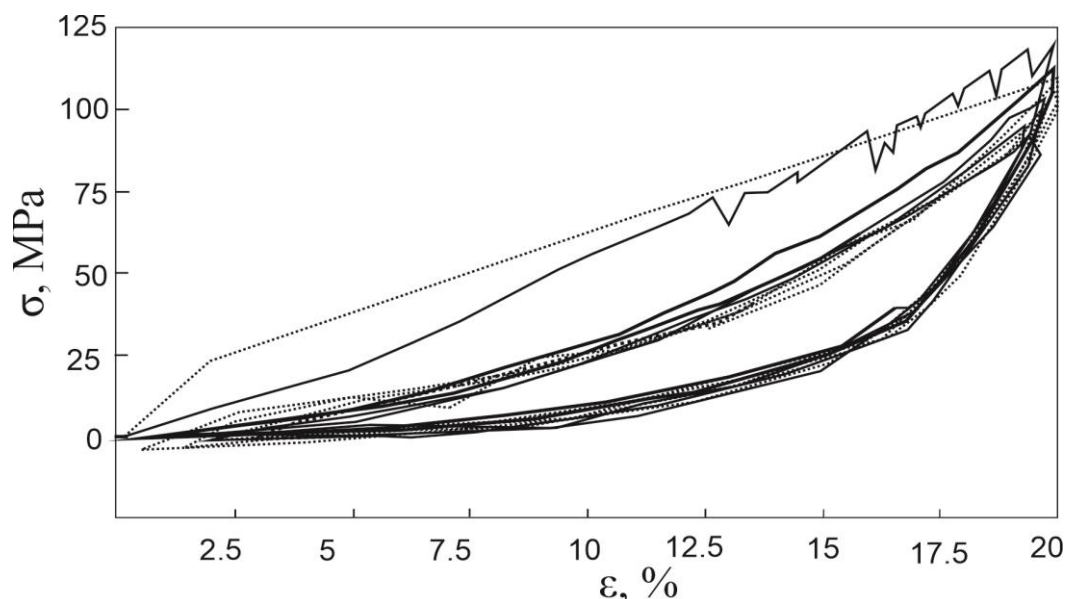


Рис.19. Деформационная диаграмма при циклическом растяжении (5 циклов) трикотажной ленты из проволоки 60 мкм, растяжение 20%. Модель Бергстрома-Бойса.

При подгонке циклического растяжения трикотажной ленты наибольшее подобие показала модель Бергстрома-Бойса, с учетом эффекта Маллинза из библиотеки программной системы конечно-элементного анализа Ansys. Эта вариация модели также содержит 11 калибрующихся параметров. Значения параметров представлены в таблице 3.

Таблица 3.

Значения констант расчетной модели Бергстрома-Бойса для деформационной диаграммы циклического растяжения (5 циклов) на 10 и 20% трикотажной ленты из проволоки 60 мкм.

Параметр		10%	20%
muA	Модуль сдвига сети А	117,06	3,96855
NA	Предел растяжения цепи сети А	8,3983	1,00029
muB	Модуль сдвига сети В	5634,5	391,125
NB	Предел растяжения цепи сети В	29,0629	3,04756
fac	Предварительный коэффициент скорости потока для сети В	2,7277e-12	3,55524e-11
C	Показатель мощности для зависимости потока от деформации (для сети В)	0,41008	0,434236
m	Показатель мощности для зависимости потока от напряжения (для сети В)	14,1155	7,24325
D	Объемный коэффициент (1/объемный модуль)	2,72572e-07	0,000104658
r	Коэффициент Маллинза r	1,00025	1,15589
m	Коэффициент Маллинза m	3,02731	7,26112
beta	Коэффициент Маллинза beta	0,0258327	0,155895

Константы, полученные по результатам калибровки, являются численными параметрами гиперупругой среды.

ВЫВОДЫ

Металлотрикотаж из сверхэластичной проволоки TiNi при мягком отнулевом циклическом растяжении проявляет резиноподобное поведение свойственное гиперупругим материалам.

Обнаружен эффект размягчения трикотажа и запаздывания упругой разгрузки, которые обусловлены неоднородностью распределения упругих напряжений в петлях трикотажа.

Остаточная макродеформация трикотажа после первых двух циклов растяжения обусловлена взаимодействием между контактными участками петель: проскальзыванием при нагрузке и трением, которое противодействует восстановлению упругой деформации при разгрузке.

Локализованный мартенситный переход в наиболее нагруженных контактных участках петель не оказал заметного влияния на кривую гиперупругого растяжения трикотажа.

Предел прочности трикотажа при квазистатическом циклическом растяжении оказался ниже предела прочности проволоки, из которой он связан. Хрупкое разрушение трикотажа произошло на участках локализованного упрочнения. Локализованный мартенситный переход, локализованное упрочнение и истинный предел прочности не могут быть обнаружены на деформационных кривых трикотажа вследствие неоднородности распределения развиваемой в петлях нагрузки.

Установлено, что циклическая диаграмма $\sigma = f(\varepsilon)$ модели Бергстрема-Бойса наиболее близка экспериментальной кривой циклического растяжения трикотажной ленты.

Установлено, что использованные 16 констант модели Бергстрема-Бойса могут быть применены для сравнительной оценки подобия экспериментальных кривых мягкого отнулевого циклического растяжения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Maccabi A., Shin A., Namiri N., Bajawa N. et. al. *Quantitative characterization of viscoelastic behavior in tissue-mimicking phantoms and ex vivo animal tissues* // PLoS ONE. – 2018. – Vol.13. – Iss.1. – e0191919.
2. Lattore M., Romero X., Montans F. *The relevance of transverse deformation effects in modeling soft biological tissues* // Intern. J. of Solids and Structures. – 2016. – Vol.99. – Pp.57-70.
3. Victor S., Muthu J. *Polymer Ceramic Composite Materials for Orthopedic Applications-Relevance and Need for Mechanical Match and Bone Regeneration* // J. of Mechatronics. – 2014. – Vol.2. – No.1. – Pp.1-10.
4. Yadav S., Ganswar S. *An Overview on Recent progresses and future perspective of biomaterials* / IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol.404. – 012013.
5. Ramo N.L., Puttlitz C.M., Troyer K.L. *The development and validation of a numerical integration method for non-linear viscoelastic modeling* // PLoS One. – 2018. – Vol.13. – No.1. – e0190137.

6. Diani Julie, Fayolle Bruno, Gilormini Pierre. *A review on the Mullins effect European // Polymer Journal*. – 2009. – Vol.45. – Pp.601-612.
7. Cantournet S., Desmorat R., Besson J. *Mullins effect and cyclic stress softening of filled elastomers by internal sliding and friction thermodynamics model // Intern. J. of Solids and Structures*. – 2009. – Vol.46. – Pp.2255-2264.
8. Beatty M.F. *The Mullins Effect in a Pure Shear // J. of Elasticity*. – 2000. – Vol.59. – Pp.369-392.
9. Andre'a M., Wriggers P. *Thermo-mechanical behaviour of rubber materials during vulcanization // Intern. J. of Solids and Structures*. – 2005. – Vol.42. – Pp.4758-4778.
10. Ghahfarokhi Zahra Matin, Zand Mahdi Moghimi, Tehrani Mehdi Salmani, Wendland Brianna Regina and Dargazany Roozbeh. *A visco-hyperelastic constitutive model of short- and long-term viscous effects on isotropic soft tissues // J. Mechanical Engineering Science*. – 2019. – Vol.234. – Iss.1. – Pp.3-17.
11. Khajehsaeid H., Arghavani J., Naghdabadi R., Sohrabpour S. *A visco-hyperelastic constitutive model for rubber-like materials: A rate-dependent relaxation time scheme // Intern. J. of Engineering Science*. – 2014. – Vol.79. – Pp.44-58.
12. Chernyshova A., Kolomiets L., Chekalkin T., Chernov V., Sinilkin I., Gunther V., Marchenko E., Baigonakova G., Kang J.H. *Fertility-Sparing Surgery Using Knitted TiNi Mesh Implants and Sentinel Lymph Nodes: A 10-Year Experience // J. Invest. Surg*. – 2020. – Pp.1-9.
13. Гюнтер В., Радкевич А., Кан С.Б., ...Чанг М.Дж., Кан Дж.Х. *Исследование вязаного сетчатого трансплантата TiNi в модели краниопластики кролика // Экспресс по биомедицинской физике и технике*. – 2019. – Т.5(2). – 027005.
14. Shtin V., Novikov V., Chekalkin T., Gunther V., Marchenko E., Choynzonov E., Kang J.H., Obrosov A. *Repair of orbital post-traumatic wall defects by custom-made tini mesh endografts // J. of Functional Biomaterials*. – 2019. – Vol.10. – Iss.3. – P.27.
15. Otsuka K. and Miyazaki S. *SPEY 14. Reports of Special Project Research on Energy*. – Japan: The Scientific Research of the Ministry of Education, 1985.
16. Yahia L., Ryhänen J. *Bioperformance of Shape Memory Alloys / In: Shape Memory Implants*. – Berlin, Heidelberg: Springer, 2000. – Pp.3-23.
17. Deepak Kapoor. *Nitinol for Medical Applications: A Brief Introduction to the Properties and Processing of Nickel Titanium Shape Memory Alloys and their Use in Stents // Johnson Matthey Technol. Rev*. – 2017. – Vol.61(1). – Pp.66-76.
18. Janko Fercec et al. *Comparison of niti orthodontic archwires and a determination of the haracteristic properties // Materiali in tehnologije*. – 2014. – Vol.48(1). – Pp.99-104.
19. Bergström J.S., Boyce M.C. *Constitutive modelling of the large strain time-dependent behavior of elastomers // J. of Mechanic Physics Solids*. – 1998. – Vol.46. – Iss.5. – Pp.931-954.
20. Daland H., Kaliske M. *Bergstrom-Boyce Model for Nonlinear Finite Rubber Viscoelasticity: Theoretical Aspects and Algorithmic Treatment for the FEMethod // Computational Mechanics*. – 2009. – Vol.44. – Pp.809-823.
21. Mohd Afandi P. Mohammed. *Visco-Hyperelastic Model for Soft Rubber-like Materials (Model Likat-Hiperkenyal untuk Bahan Lembut seperti Getah) // Sains Malaysiana*. – 2014. – Vol.43(3). – Pp.451-457.

22. Capurro M., Barberis F. *Evaluating the mechanical properties of biomaterials // Biomaterials for Bone Regeneration. Novel Techniques and Applications.* – 2014. – Pp.270-323.
23. Baigonakova G., Marchenko E., Chekalkin T., Kang J., Weiss S., Obrosov A. *Influence of silver addition on structure, martensite transformations and mechanical properties of TiNi–Ag alloy wires for biomedical application // Materials.* – 2020. – Vol.13. – Iss.21. – 4721.
24. Гюнтер В.Е., Марченко Е.С., Гюнтер С.В., Байгонакова Г.А. *Влияние поверхностного слоя на сочетание свойств тонких проволок из сплава TiNi // Письма по технической физике.* – 2018. – Т.44(9). – С.811-813.
25. Elibol C., Wagner M.F.-X. *Strain rate effects on the localization of the stress-induced martensitic transformation in pseudoelastic NiTi under uniaxial tension, compression and compression–shear // Materials Science and Engineering: A.* – 2015. – Vol.643. – Pp.194-202.
26. Chen I.W., Chiao Y.H. *Statistics of martensitic nucleation // Acta Metall.* – 1985. – Vol.33. – Iss.10. – Pp.1827-1845.
27. Saburi T. and Nenno T.S. *Proceeding of the Internal Conference on Martensite Transformations.* – Japan: The Japan Inst. Metals, 1986. – 671 p.
28. Waitz T., Kazykhanov V., Karnthaler H.P. *Martensitic phase transformations in nanocrystalline NiTi studied by TEM // Acta Materialia.* – 2004. – Vol.52. – Iss.1. – Pp.137-147.
29. Waitz T. *The self-accommodated morphology of martensite in nanocrystalline NiTi shape memory alloys // Acta Materialia.* – 2005. – Vol.53. – Iss.8. – Pp.2273-2283.
30. Yu Chao, Kang Guozheng, Xie Xi, Rao Wei. *A micromechanical model for the grain size dependent super-elasticity degeneration of NiTi shape memory alloys // Mechanics of Materials.* – 2018. – Vol.125. – Pp.35-51.
31. Upadhyay Kshitiz, Subhash Ghatu, Spearot Douglas. *Visco-hyperelastic constitutive modeling of strain rate sensitive soft materials // J. of the Mechanics and Physics of Solids.* – 2020. – Vol.135. – 103777.
32. Ghahfarokhi Zahra Matin, Zand Mahdi Moghimi, Tehrani Mehdi Salmani, Wendland Brianna Regina, Dargazany Roozbeh. *A visco-hyperelastic constitutive model of short- and long-term viscous effects on isotropic soft tissues // Proc. of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: J. of Mechanical Engineering Science.* – 2020. – Vol.234. – Iss.1. – Pp.3-17.

REFERENCES

1. Maccabi A., Shin A., Namiri N., Bajawa N. et al. *Quantitative characterization of viscoelastic behavior in tissue-mimicking phantoms and ex vivo animal tissues.* PLoS ONE, 2018, Vol.13, Iss.1, e0191919.
2. Lattore M., Romero X., Montans F. *The relevance of transverse deformation effects in modeling soft biological tissues.* Intern. J. of Solids and Structures, 2016, Vol.99, Pp.57-70.
3. Victor S., Muthu J. *Polymer Ceramic Composite Materials for Orthopedic Applications-Relevance and Need for Mechanical Match and Bone Regeneration.* J. of Mechatronics, 2014, Vol.2, Iss.1, Pp.1-10.
4. Yadav S., Ganswar S. *An Overview on Recent progresses and future perspective of biomaterials.* IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, Vol.404, 012013.

5. Ramo N.L., Puttlitz C.M., Troyer K.L. *The development and validation of a numerical integration method for non-linear viscoelastic modeling*. PLoS One, 2018, Vol.13, Iss.1, 0190137.
6. Diani Julie, Fayolle Bruno, Gilormini Pierre. *A review on the Mullins effect European*. Polymer Journal, 2009, Vol.45, Pp.601-612.
7. Cantournet S., Desmorat R., Besson J. *Mullins effect and cyclic stress softening of filled elastomers by internal sliding and friction thermodynamics model*. Intern. J. of Solids and Structures, 2009, Vol.46, Pp.2255-2264.
8. Beatty M.F. *The Mullins Effect in a Pure Shear*. J. of Elasticity, 2000, Vol.59, Pp.369-392.
9. Andre'a M., Wriggers P. *Thermo-mechanical behaviour of rubber materials during vulcanization*. Intern. J. of Solids and Structures, 2005, Vol.42, Pp.4758-4778.
10. Ghahfarokhi Zahra Matin, Zand Mahdi Moghimi, Tehrani Mehdi Salmani, Wendland Brianna Regina and Dargazany Roozbeh. *A visco-hyperelastic constitutive model of short- and long-term viscous effects on isotropic soft tissues*. J. Mechanical Engineering Science, 2019, Vol.234, Iss.1, Pp.3-17.
11. Khajehsaeid H., Arghavani J., Naghdabadi R., Sohrabpour S. *A visco-hyperelastic constitutive model for rubber-like materials: A rate-dependent relaxation time scheme*. Intern. J. of Engineering Science, 2014, Vol.79, Pp.44-58.
12. Chernyshova A., Kolomiets L., Chekalkin T., Chernov V., Sinilkin I., Gunther V., Marchenko E., Baigonakova G., Kang J.H. *Fertility-Sparing Surgery Using Knitted TiNi Mesh Implants and Sentinel Lymph Nodes: A 10-Year Experience*. J. Invest. Surg., 2020, Pp.1-9.
13. Gunther V., Radkevich A., Kang S.B., ...Chang M.J., Kang J.H. *Study of the knitted TiNi mesh graft in a rabbit cranioplasty model*. Biomedical Physics and Engineering Express, 2019, Vol5(2), 027005.
14. Shtin V., Novikov V., Chekalkin T., Gunther V., Marchenko E., Choyzonov E., Kang J.H., Obrosof A. *Repair of orbital post-traumatic wall defects by custom-made tini mesh endografts*. J. of Functional Biomaterials, 2019, Vol.10, Iss.3, 27.
15. Otsuka K. and Miyazaki S. *SPEY 14. Reports of Special Project Research on Energy*. Japan, The Scientific Research of the Ministry of Education, 1985.
16. Yahia L., Ryhänen J. *Bioperformance of Shape Memory Alloys / In: Shape Memory Implants*. Berlin, Heidelberg, Springer, 2000, Pp.3-23.
17. Deepak Kapoor. *Nitinol for Medical Applications: A Brief Introduction to the Properties and Processing of Nickel Titanium Shape Memory Alloys and their Use in Stents*. Johnson Matthey Technol. Rev., 2017, Vol.61(1), Pp.66-76.
18. Janko Fercec et al. *Comparison of niti orthodontic archwires and a determination of the haracteristic properties*. Materiali in tehnologije, 2014, Vol.48(1), Pp.99-104.
19. Bergström J.S., Boyce M.C. *Constitutive modelling of the large strain time-dependent behavior of elastomers*. J. Mech. Phys. Solids, 1998, Vol.46, Pp.931-954.
20. Daland H., Kaliske M. *Bergstrom-Boyce Model for Nonlinear Finite Rubber Viscoelasticity: Theoretical Aspects and Algorithmic Treatment for the FEMethod*. Computational Mechanics, 2009, Vol.44, Pp.809-823.
21. Mohd Afandi P. Mohammed. *Visco-Hyperelastic Model for Soft Rubber-like Materials (Model Likat-Hiperkenyal untuk Bahan Lembut seperti Getah)*. Sains Malaysiana, 2014, Vol.43(3), Pp.451-457.

22. Capurro M., Barberis F. *Evaluating the mechanical properties of biomaterials*. Biomaterials for Bone Regeneration. Novel Techniques and Applications, 2014, Pp.270-323.
23. Baigonakova G., Marchenko E., Chekalkin T., Kang J., Weiss S., Obrosov A. *Influence of silver addition on structure, martensite transformations and mechanical properties of TiNi–Ag alloy wires for biomedical application*. Materials, 2020, Vol.13, Iss.21, 4721.
24. Gyunter V.E., Marchenko E.S., Gyunter S.V., Baigonakova G.A. *The Influence of the Surface Layer on the Combination of Properties of Thin TiNi Alloy Wires*. Technical Physics Letters, 2018, Vol.44(9), Pp.811-813.
25. Elibol C., Wagner M.F.-X. *Strain rate effects on the localization of the stress-induced martensitic transformation in pseudoelastic NiTi under uniaxial tension, compression and compression-shear*. Materials Science and Engineering: A., 2015, Vol.643, Pp.194-202.
26. Chen I.W., Chiao Y.H. *Statistics of martensitic nucleation*. Acta Metall., 1985, Vol.33, Iss.10, Pp.1827-1845.
27. Saburi T. and Nenno T.S. *Proceeding of the Internal Conference on Martensite Transformations*. Japan, The Japan Inst. Metals, 1986, 671p.
28. Waitz T., Kazykhanov V., Karnthaler H.P. *Martensitic phase transformations in nanocrystalline NiTi studied by TEM*. Acta Materialia, 2004, Vol.52, Iss.1, Pp.137-147.
29. Waitz T. *The self-accommodated morphology of martensite in nanocrystalline NiTi shape memory alloys*. Acta Materialia, 2005, Vol.53, Iss.8, Pp.2273-2283.
30. Yu Chao, Kang Guozheng, Xie Xi, Rao Wei. *A micromechanical model for the grain size dependent super-elasticity degeneration of NiTi shape memory alloys*. Mechanics of Materials, 2018, Vol.125, Pp.35-51.
31. Upadhyay Kshitiz, Subhash Ghatu, Spearot Douglas. *Visco-hyperelastic constitutive modeling of strain rate sensitive soft materials*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2020, Vol.135, 103777
32. Ghahfarokhi Zahra Matin, Zand Mahdi Moghimi, Tehrani Mehdi Salmani, Wendland Brianna Regina, Dargazany Roozbeh. *A visco-hyperelastic constitutive model of short- and long-term viscous effects on isotropic soft tissues*. Proc. of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: J. of Mechanical Engineering Science, 2020, Vol.234, Iss.1, Pp.3-17.

Поступила в редакцию 19 августа 2021 года.

Сведения об авторах:

Марченко Екатерина Сергеевна – к.ф.-м.н., зав.лаб., Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия; e-mail: 89138641814@mail.ru
Ясенчук Юрий Федорович – к.ф.-м.н., с.н.с., Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия; e-mail: yayuri2008@gmail.com
Ветрова Анна Викторовна – асп., Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия; e-mail: aniuta-vetrova@mail.ru
Гюнтер Сергей Викторович – к.т.н., с.н.с., Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия; e-mail: guntersv@inbox.ru
Байгонакова Гульшарат Аманболдыновна – к.ф.-м.н., с.н.с., Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия; e-mail: gat27@mail.ru
Гарин Александр Сергеевич – асп., Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия; e-mail: stik-020@mail.ru