

УДК 539.382.4
EDN OJFNVL (<https://elibrary.ru/ojfnvl>)
DOI 10.33113/mkmk.ras.2024.30.02.07



ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ РАЗРУШЕНИИ НА ГРАНИЦЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВОВ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Ошоров А.Д., Ушаков И.В., Хозром И.М., Сафронов И.С.

*ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет
«МИСИС», г. Москва, Россия*

АННОТАЦИЯ

В статье анализируется физика деформирования и разрушения на границе композиционного соединения на основе нанокристаллического/аморфного и кристаллического сплава при температуре жидкого азота. Для исследования подготовлены слоистые композиты на основе нанокристаллического сплава торговой марки 5БДСР и аморфного металлического сплава торговой марки 82К3ХСР с легкоплавкими сплавами. Проведены механические испытания подготовленных образцов на одноосное растяжение при комнатной температуре и температуре жидкого азота. При растяжении композиционных соединений было выявлено, что часть образцов имеют вязкий характер разрушения вне зависимости от температуры испытания. На основании полученных экспериментальных результатов выдвинута теория саморазогрева в вершине трещины композита, объясняющая вязкий характер разрушения при температурах жидкого азота. На основании предложенной теории проведено моделирование, которое показало, что энергии, выделяемой перед вершиной трещины достаточно для разогрева материала на 100-200 К и перехода к вязкому разрушению. Это процесс вероятностный и может определяться характером роста трещины в начале процесса разрушения. В случае, если росту трещины предшествуют атомные перестройки, то разрушение будет вязким даже при криогенной температуре композиционного образца в целом. Предложена физическая модель деформирования и разрушения на границе между нанокристаллической/аморфной и кристаллической фазой в композиционных соединениях «легкоплавкий кристаллический сплав – нанокристаллические/аморфные пленки», объясняющая сохранение вязкого характера разрушения в температурном диапазоне 77 К и 293 К в условиях одноосного растяжения.

Ключевые слова: наноматериалы; композиционные соединения; хрупкость; пластичность; криогенные температуры; механизм деформирования

PLASTIC EFFECTS DURING FRACTURE AT THE BOUNDARY OF NANOCRYSTALLINE AND CRYSTALLINE ALLOYS AT CRYOGENIC TEMPERATURES

Oshorov A.D., Ushakov I.V., Hosrom I.M., Safronov I.S.

University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia

ABSTRACT

The paper analyzes the physics of deformation and fracture at the boundary of composite compound based on nanocrystalline/amorphous and crystalline alloy at liquid nitrogen

temperature. Layered composites based on nanocrystalline alloy of trademark 5БДСР and amorphous metal alloy of trademark 82K3XCP with easy-melting alloys were prepared for the study. Mechanical tests of the prepared samples for uniaxial tension at room and liquid nitrogen temperature were carried out. At stretching of composite, it was revealed that a part of samples has ductile nature of fracture regardless of the test temperature. Based on the experimental results obtained, a theory of self-heating at the crack tip of the composite was put forward to explain the ductile nature of fracture at liquid nitrogen temperatures. On the basis of this theory modeling was carried out. According to the results of which it is revealed that the energy released in front of the crack tip is sufficient to heat up the material by 100-200 K and transition to ductile fracture. This process is probabilistic and can be determined by the nature of crack growth at the beginning of the fracture process. If crack growth is preceded by atomic rearrangements, the fracture will be ductile, even at cryogenic temperature of the composite specimen as a whole. A physical model of deformation and fracture at the boundary between nanocrystalline/amorphous and crystalline phases in composite compounds of “fusible crystalline alloy – nanocrystalline/amorphous films” explaining the preservation of ductile nature of fracture in the temperature range of 77 K and 293 K under uniaxial stretching conditions is proposed.

Keywords: nanomaterials; composite compounds; brittleness; plasticity; cryogenic temperatures; deformation mechanism

ВВЕДЕНИЕ

Изучение нанокристаллических/аморфных металлических сплавов представляет значительный интерес для современной физики конденсированного состояния [1]. Такие материалы обладают уникальными физическими и механическими свойствами, которые не могут быть достигнуты для соответствующих кристаллических материалов. Однако практическое применение нанокристаллических/аморфных сплавов встречает существенные трудности. Во-первых, обладая высокой, близкой к теоретической, прочностью, на два-три порядка превышающей сопротивление разрушения кристаллических аналогов, нанокристаллические/аморфные сплавы имеют сравнительно низкую пластичность и упругость [2,3]. Во-вторых, специфика механизма деформации обуславливает сложный/непредсказуемый характер их разрушения. Улучшить физико-механические свойства аморфных/нанокристаллических материалов можно в процессе контролируемой обработки с формированием, например, естественных композитов с нанокристаллическими кластерами, однородно распределенными в аморфной матрице или слоистых композитов, на основе аморфных/нанокристаллических материалов [4]. Разработка эффективных методик создания металл-металлоидных композитов с заданными характеристиками требует понимания особенностей и кинетики деформирования/разрушения таких материалов, а также изучения закономерностей формирования их механических свойств в широком интервале температур [5]. Для выявления физических механизмов процесса деформации нанокристаллических/аморфных металлических сплавов и композитов на их основе представляется перспективным сопоставление экспериментальных результатов таких испытаний и результатов компьютерных экспериментов, моделирующих как эволюцию атомной структуры, так и изменение их физико-механических свойств [1,2].

Изучение физического механизма инициирования деформационных процессов в зоне контакта нанокристаллических/аморфных и кристаллических

металлических сплавов при низких температурах является актуальной задачей физики конденсированного состояния и имеет важное значение в понимании физики прочности, пластичности и разрушения гетерогенных наноструктур в условиях криогенного охрупчивания. Практическое значение в этом случае имеет разработка наноструктурных материалов и композитов на их основе, сохраняющих пластичность при криогенных температурах [2,3].

Эффекты охрупчивания в кристаллических материалах хорошо изучены и зависят от типа кристаллической решетки и химического состава образцов. В случае аморфных металлических сплавов характер деформации меняется от гомогенного к гетерогенному по мере снижения температуры. Микротвердость и предел текучести для аморфных металлических сплавов можно разделить на термическую и атермическую составляющие, где атермическая составляющая зависит от химического состава и кристаллической решетки, а температурная зависимость микротвердости практически не зависит от структурно-химического состава [9].

В настоящее время существует потребность в композиционных материалах, обладающих высокими прочностными характеристиками. В ряде случаев к композитам предъявляются дополнительные требования, связанные со способностью сохранять прочностные/эксплуатационные свойства при низких температурах (это, например, для арктических/антарктических регионов, дальний космос и пр.). Использование композиционных соединений особенно целесообразно в том случае, если требуется получить высокие механические характеристики при малой удельной плотности [6].

Перспективным направлением представляется создание и исследование механических свойств слоистых композитов на основе нанокристаллических/аморфных металлических пленок и металлических легкоплавких сплавов. Выбор легкоплавких металлических сплавов позволяет, с одной стороны, сохранить при сплавлении материалов нанокристаллическую/аморфную структуру пленок. С другой стороны, в зоне контакта формируется тонкий слой с необычными физическими и механическими свойствами, обусловленными влиянием нанокристаллической/аморфной и кристаллической структур друг на друга [3]. Для анализа особенностей процесса деформации и разрушения таких композитов необходимо провести экспериментальные исследования в возможно более широком диапазоне температур. Однако даже относительно невысокие температуры (>473 К) создают трудности при проведении исследований из-за структурной релаксации и/или кристаллизации в нанокристаллическом/аморфном металлическом сплаве. Поэтому представляется важным экспериментальное исследование деформации и разрушения при одноосном растяжении композитных образцов при комнатных и криогенных температурах. Такой подход для данного класса материалов является наиболее перспективным.

Установление физических закономерностей деформирования и разрушения на границе раздела между нанокристаллическими/аморфными и кристаллическими металлическими сплавами не только расширит теоретические представления о физическом механизме разрушения этих материалов [5], но и позволит определить условия для создания пластичных в области низких температур композиционных соединений легкоплавких металлических сплавов с многокомпонентными нанокристаллическими/аморфными металлическими сплавами [5]. Кроме того, известно, что для гибридных металлических композиционных материалов

сочетание различных видов компонентов обеспечивает повышение физико-химических характеристик.

Цель работы исследовать специфику деформирования и разрушения на границе нанокристаллического и легкоплавкого кристаллического сплава при криогенном охрупчивании.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Физические свойства слоистых композитов во многом определяются особенностями пограничного слоя, образующегося при сплавлении нанокристаллической/аморфной ленты и легкоплавкого кристаллического металлического сплава. Очевидно, что значительное влияние свойств этой области на механические характеристики образца в целом будет наблюдаться при достаточно малых толщинах слоев композита. Подготовка образцов, соответствующих этому условию, позволит выявить особенности протекания процессов деформирования и разрушения таких материалов.

Для сплавления были взяты изделия Ашинского металлургического завода: нанокристаллическая лента торговой марки 5БДСР (средний размер зерен 10-20 нм): 77% Fe + 1% Cu + 3% Nb + 13% Si + 3% В (вес. %) с температурой начала рекристаллизации 803 К и аморфная лента торговой марки 82К3ХСР: 83,7% Со + 3,7% Fe + 3,2% Cr + 9,4% Si (вес. %) с температурой начала кристаллизации 783 К. Экспериментально установлено, что охрупчивание данных лент начинается при их нагреве до температур больших ≈ 550 К. Готовили образцы лент (5БДСР и 82К3ХСР) с шириной 20-25 мм и длиной 100 мм. Средняя толщина ленты, согласно технической документации, составляет 30 мкм.

В качестве легкоплавкого кристаллического связующего использованы: припой ПОСК 50-18: 50% Sn + 32% Pb + 18% Cd (вес. %) (точка плавления 456 К), сплав Вуда: 50% Bi + 25% Pb + 12,5% Sn + 12,5% Cd (точка плавления 341 К) и сплав Sn63Pb37 в виде безотмывной паяльной пасты SD-318 (точка плавления 456 К).

Выбранные легкоплавкие материалы обладают специфическими зависимостями микротвердости и хрупкости от температуры и низкими температурами плавления. Это позволяет при сплавлении с нанокристаллической/аморфной лентой минимизировать риск кристаллизации (рекристаллизации, структурной релаксации).

Экспериментально установлено, что припой ПОСК 50-18 и сплав Вуда хорошо смачивают аморфный сплав марки 82К3ХСР. В результате в зоне контакта согласно данным работы может наблюдаться взаимная диффузия компонентов сплавов и формироваться нано- и микрообласти с объёмно-центрированной кубической решеткой и гексагональной плотноупакованной решеткой. Это дает хорошую адгезию слоев композита.

Сплав Sn63Pb37 применяли для сплавления нанокристаллических лент 5БДСР. Для обеспечения адгезии использовали безотмывную паяльную пасту SD-318 (точка плавления 456 К), состоящую из RMA-флюса (rosin mild activated – слегка активированная канифоль) флюса и припойного порошка Sn63Pb37, частицы которого имеют сферическую форму.

Сэндвич «лента + легкоплавкий сплав + лента» сжимали в специально сконструированной пресс-форме и помещали в предварительно разогретую муфельную печь. Муфельную печь разогревали до температур $T = (423 \pm 5)$ К

меньших температуры рекристаллизации/кристаллизации нанокристаллического/аморфного сплава, но достаточных для того, чтобы уменьшить вязкость расплавленного легкоплавкого сплава. В течение 5 минут образец изотермически отжигали в воздушной среде, а затем медленно охлаждали до комнатной температуры. При изготовлении образцов добивались, чтобы легкоплавкая составляющая равномерно покрывала поверхность нанокристаллической/аморфной ленты. Общая толщина образцов составляла 180 ± 9 мкм. Образцы с поперечной разницей в толщине более 10 мкм выбраковывались.

Для проведения механических испытаний образцы слоистого композита закреплялись в зажимах универсальной испытательной машины Instron 3365. Основные характеристики испытательной машины Instron 3365: максимальная нагрузка – 5 кН; высота зоны испытаний – 1122 мм; ширина рабочей зоны – 420 мм; скорость испытаний от 0,01 мм/мин до 1000 мм/мин; точность измерения нагрузки составляет 0,5%.

После завершения процесса пайки и охлаждения проводится очистка излишков паяльной пасты, тщательно зачищается композит шлифовальной бумагой марок (в соответствии с ISO 6344) P40, P80 и P120.

Ширина испытываемых образцов составляет 20-25 мм по всей длине. Длина рабочей зоны разрыва составляла 60 мм. Нагружение производили (Instron 3365) с фиксированной скоростью деформирования 10^{-4} м/с. На рис.1 схематически представлен готовый образец на основе нанокристаллического сплава и легкоплавкого сплава.

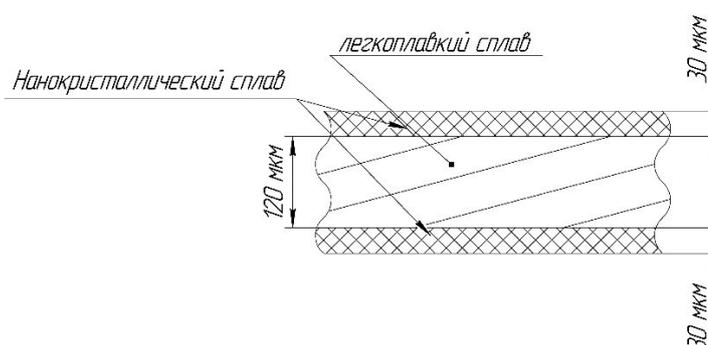


Рис.1. Поперечный разрез композитного образца, состоящего из двух нанокристаллических соединенных легкоплавким металлическим сплавом.

Подготовленные образцы испытывали на разрыв в процессе одноосного растяжения при температурах 77 К и 293 К. Для поддержания заданных температур испытуемые образцы помещали в ёмкость с жидким азотом (77 К). Механические испытания начинали через одну минуту после установления заданной температуры, которую контролировали с помощью низкотемпературной термодомы. Для сравнительного анализа и выявления особенностей деформации и разрушения слоистых композитов были проведены контрольные разрывы лент нанокристаллического сплава 5БДСР и аморфного сплава 82К3ХСР при тех же условиях. Для исследования специфики деформирования и разрушения получаемых в эксперименте диаграмм проведена микроскопия образцов после разрыва. При этом в первую очередь изучали морфологию деформирования и разрушения в области ветвления трещин, в области вершин остановившихся трещин и вдоль берегов трещин. Для проведения металлографического анализа поверхности образцов был использован микроскоп Axio Scope A1.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1. Экспериментальные результаты.

Проведенные механические испытания позволили выявить особенности деформирования и разрушения слоистого металлического композита на основе нанокристаллических/аморфных лент и легкоплавкого сплава в условиях низкотемпературного охрупчивания.

При растяжении композиционных соединений, было выявлено, что часть образцов имеют вязкий характер разрушения вне зависимости от температуры испытания. В отличие от образцов сравнения – индивидуальных нанокристаллических/аморфных образцов, которые разрушаются на много частей (подобно хрупкому разрушению стекла), композиционный образец в основном разрушается на две части (рис.2а,б). Площадь разрушения образцов составляет примерно 15 см².

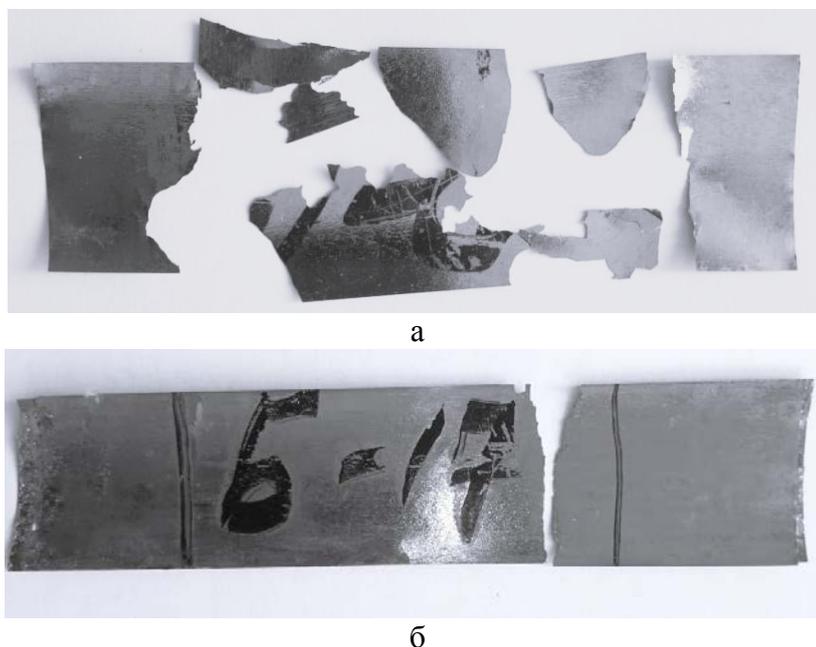


Рис.2. Фотографии характера области разрыва: а) образцов нанокристаллической/аморфной ленты, б) образцов композиционного материала нанокристаллической/аморфной ленты и спайного агента.

На микрофотографиях в области разрушения наблюдается большое количество ответвившихся и остановившихся трещин с участками пластического деформирования (рис.3). Такой рост трещин указывает на вязкое разрушение, при котором часть энергии расходуется на пластическую деформацию, что увеличивает энергоёмкость разрушения. В условиях разрушения, вызванного одноосным растяжением при 77 К, отмечены следы пластической деформации аморфной ленты, входящей в состав композиционного соединения. В условиях аналогичных испытаний одной аморфной ленты разрушение всегда имеет хрупкий характер.

В охлажденном до температур, соответствующих криогенному охрупчиванию, образце наблюдаются как области с морфологией характерной для хрупкого разрушения, так и области с квазихрупким/вязким разрушением слоистого композита. На участках хрупкого разрушения видны сколы аморфного

материала по плоскостям, перпендикулярным оси растяжения, без внешних следов макроскопического течения. Вязкое разрушение развивается в плоскостях с максимальными касательными напряжениями. На поверхности разрушения выявлены две зоны с различной морфологией трещин – почти гладкие участки скола и участки с системой «переплетающихся» следов выхода локализованного пластического течения.

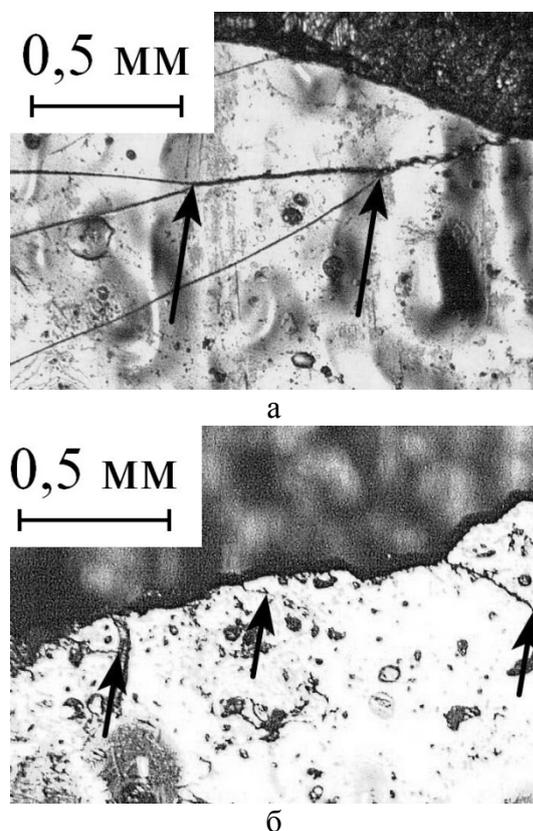


Рис.3. Микрофотографии в зоне разрыва иллюстрирующие: а) специфику ветвления трещин, стрелками обозначены точки разветвления; б) специфику разрушения в области вершин ответвившихся и остановившихся трещин, стрелки указывают на вершины остановившихся трещин.

Ленты нанокристаллических/аморфных сплавов в отличие от композитных образцов при охлаждении с температуры 293 К до температуры 77 К становятся хрупкими. Существенно меняется характер их разрушения. Наблюдается хрупкое разрушение с участками прямолинейного распространения трещин. Остановившихся трещин не наблюдали. Образец разрушается на множество мелких частей.

На рис.3 представлены диаграммы растяжения композитных образцов, подготовленных в соответствии с методикой (описанной выше) при температурах 293 К и 77 К. Анализ полученных зависимостей показал, что воздействие криогенных температур приводит к некоторому ухудшению механических свойств композиционных образцов. Однако эффект охрупчивания подготовленных образцов слоистых композитов оказался меньше ожидаемого.

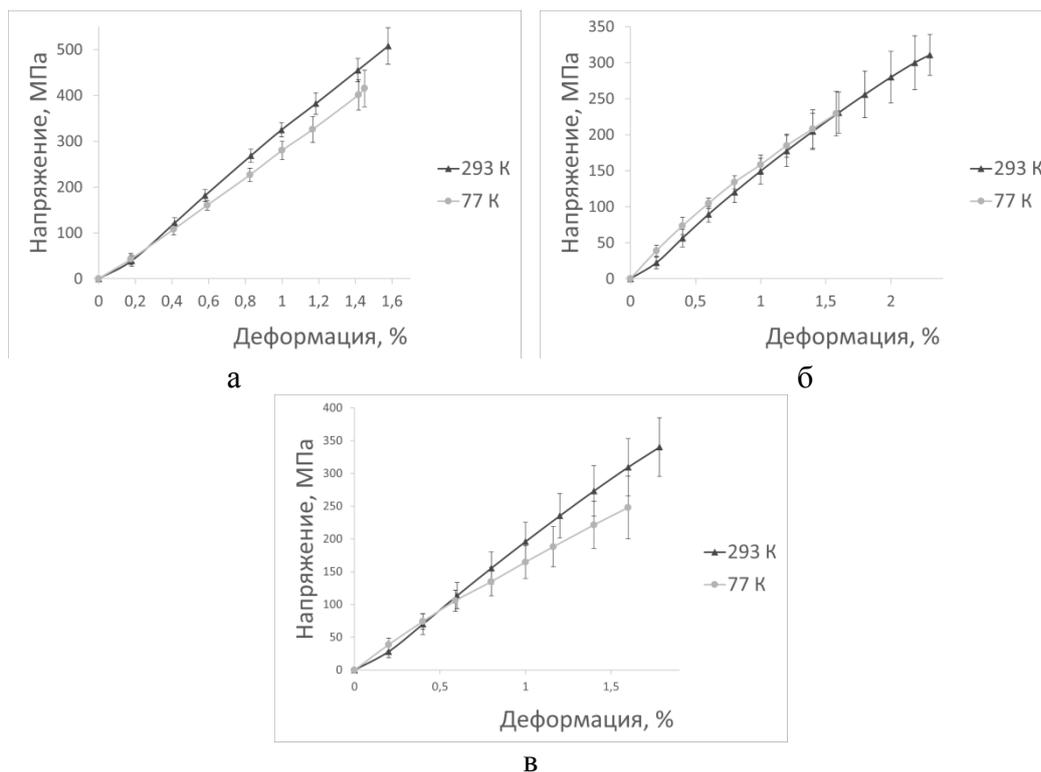


Рис.4. Диаграмма растяжения образцов: а) композита на основе сплава Sn63Pb37 и нанокристаллической ленты 5БДСР; б) композита на основе сплава ПОСК 50-18 и аморфной ленты 82К3ХСР; в) композита на основе сплава Вуда и аморфной ленты 82К3ХСР.

На рис.4а представлена диаграмма растяжения композита на основе сплава Sn63Pb37 и нанокристаллической ленты 5БДСР. Предел прочности композитов со сплавом Sn63Pb37 при 293 К в среднем равен 507 МПа, а среднее относительное удлинение составляет 1,57%. При понижении температуры до 77 К средний предел прочности снижается до 415 МПа, а относительное удлинение до 1,45%.

На рис.4б представлен график растяжения композита для сплава ПОСК 50-18 и аморфной ленты 82К3ХСР при температурах 293 К и 77 К. Предел прочности композитов на основе сплава ПОСК 50-18 и аморфного сплава 82К3ХСР при 293 К в среднем равен 310 МПа, а среднее относительное удлинение составляет 2,29%. При понижении температуры до 77 К средний предел прочности снижается до 229 МПа, а относительное удлинение до 1,58%.

На рис.4в представлена диаграмма растяжения композита на основе сплава Вуда и аморфной ленты 82К3ХСР при температурах 293 К и 77 К. Предел прочности композитов на основе сплава Вуда и аморфного сплава 82К3ХСР при 293 К в среднем равен 340 МПа, а среднее относительное удлинение составляет 1,78%. При понижении температуры до 77 К средний предел прочности снижается до 248 МПа, а относительное удлинение остается на уровне 1,60%.

2.2. Результаты моделирования.

Из зависимостей, представленных на рис.4, следует, что композиционное соединение «нанокристаллическая/аморфная пленка – легкоплавкий сплав» сохраняет пластический характер разрушения при снижении температуры

испытаний до 77 К. Это может быть следствием того, что рост трещин в композите сопровождается локальным разогревом, при котором область в вершине трещины в результате пластического деформирования разогревается [5]. В аморфных материалах нет регулярной кристаллической решетки, поэтому атомы распределены случайным образом. В рамках модели «свободного объема» предполагается, что пластическая деформация происходит за счет серии атомных прыжков в место единичного свободного объема.

В микрообъеме вблизи острия возможно накопление микроповреждений и перед фронтом трещины возникает область разрыхления с дополнительным свободным объемом. Дефекты такого типа влияют на низкотемпературные свойства нанокристаллических/аморфных материалов и могут рассматриваться как носители пластической деформации. Наиболее известной теорией, учитывающей наличие неупругой зоны перед трещиной, является теория Леонова-Панасюка-Дагдейла [6]. В условиях низкотемпературного охрупчивания композита можно предположить, что перед фронтом трещины возникает зона вынужденной пластичности, развитие которой происходит с преодолением внутреннего трения и выделением дополнительной теплоты, что приводит к локальному нагреванию материала в окрестности вершины трещины.

Можно также учесть, что при понижении температуры теплоемкость снижается. Выделяемой энергии в наноразмерной области в вершине трещины, хватает для ее прогрева до температуры, при которой легкоплавкие сплавы остаются пластичным.

С учетом рассмотренных выше теоретических представлений, сформулированных на основе анализа физических явлений [5,6], описывающих процесс разрушения в нанокристаллическом/аморфном материале, была сформулирована физическая модель разогрева области в окрестности вершины трещины.

Теплообмен по механизму теплопроводности, в рассматриваемом твёрдом материале, с внутренними источниками тепла описывается дифференциальным уравнением теплопроводности (дифференциальным уравнением Фурье). На внешней поверхности образца (кроме поверхности трещины) происходит свободная конвекция, которая описывается формулой Ньютона-Рихмана (формула (1)) [6]

$$q = \alpha(T_s - T_m), \quad (1)$$

где q – плотность теплового потока, T_s – температура поверхности твёрдого тела, T_m – температура окружающей среды, α – коэффициент теплоотдачи конвекцией.

Так как по результатам предварительных модельных экспериментов избыточная температура не успевает распространиться до поверхности образца, то верно утверждение, что $T_c = T_f$ и тогда $q = 0$. Тогда граничные условия третьего рода (условия Ньютона) вырождаются в граничные условия второго рода (условия Неймана), которые и были использованы при дальнейшем моделировании. В процессе моделирования разрушения образца необходимо учитывать тепловые эффекты у вершины растущей трещины. Корректность заданных условий складывается из учета скорости и характера роста трещины (при вязком разрушении наблюдается криволинейный характер роста трещины и множественное ветвление) с учетом термодинамической средней скорости движения молекул газовой фазы (средняя скорость молекул азота составит ≈ 240 м/с). В данном случае молекулами газовой фазы являются молекулы азота

при температуре выше точки кипения на 3-5 градусов (80-82 К). При этом в модельных экспериментах среднюю скорость роста трещины задавали в диапазоне 5-500 м/с (много меньше скорости звука в данной среде). С учетом кинематической/динамической вязкости азота и криволинейной траектории получаем, что в вершине трещины за время порядка 10^{-10} - 10^{-12} с на поверхности трещин не наблюдается конвекционного охлаждения.

Таким образом, можно перейти к рассмотрению уравнения теплопроводности с точки зрения соответствия критериям рассмотренной выше физической модели [8,10]. Теплообмен по механизму теплопроводности в твёрдом материале с внутренними источниками тепла описывается дифференциальным уравнением теплопроводности (2)

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = Q + \text{grad}(\lambda \text{grad}T), (x, y, z) \in V \Leftrightarrow$$

$$\Leftrightarrow c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \text{grad}(\lambda \text{grad}T), (x, y, z) \notin V. \quad (2)$$

где V – выделенная область в вершине трещины (см. рис.5), T – температура; λ – коэффициент удельной теплопроводности; c – удельная теплоёмкость; ρ – плотность; Q – тепловая мощность внутренних источников тепла.

Компьютерную симуляцию эксперимента проводили с использованием программных пакетов: FreeCAD Version 0.20; Gmsh Version 4.10.3; ElmerGUI Version 9.0. Моделирование проводилось при помощи метода конечных элементов на основании уравнения теплопроводности для твёрдых тел.

Схема моделируемого образца представлена на рис.5. Область локального саморазогрева в вершине трещины, вызванного пластическими эффектами, представлена на рис.5б с большим увеличением. Область саморазогрева и материал вокруг неё характеризуется наибольшим температурным градиентом и поэтому там увеличена плотность сетки метода конечных элементов. Геометрически данная область представляет цилиндр, одно из оснований которого показано на рис.5б. На основании предварительных модельных экспериментов установлено, что максимальный температурный градиент фиксируется в пространстве, ограниченном показанным на рис.5 цилиндром с диаметром основания 10 нм. На рис.5а нанокристаллическая/аморфная лента находится сверху, а легкоплавкий металлический сплав снизу.

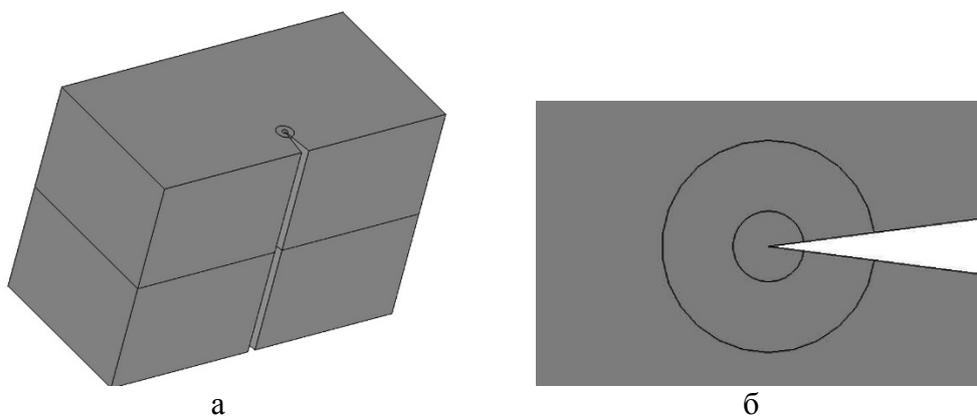


Рис.5. Геометрия моделируемого участка образца: а) общий вид образца; б) увеличенная область в вершине трещины.

Моделировался небольшой объем образца ($280 \times 560 \times 400$ нм) слоистого композита на основе нанокристаллической/аморфной ленты и легкоплавкого кристаллического сплава в области симметричной краевой трещины глубиной 50 нм. Область, в которой возникает свободный флуктуационный объем, локализована вокруг вершины трещины, поэтому предполагается, что при достижении заданной глубины, влияние остаточных напряжений на краю образца становится пренебрежимо малым. Угол раскрытия трещины задавался в пределах $5-15^\circ$. Диаметр области перескока атомов, с учетом рассмотренных выше физических представлений принимали равной 10 нм.

В результате моделирования получено скалярное поле распределения температуры в образце с трещиной. На рис.6 показана специфика распределения температурного поля в плоскости, перпендикулярной плоскости растущей трещины (ось обозначена цифрой 1). Анализировали распределение температуры не во всем образце, а только в центральной его части, в окрестности вершины трещины. На рис.6а показан центральный фрагмент с градиентом температуры. Ось 1 проходит через вершину трещины. В малой области у вершины трещины наблюдаются высокие механические напряжения и большие градиенты температур, которые не могут быть корректно рассчитаны методом конечных элементов при использовании уравнений (2). Фиксировали изменение температуры вдоль оси 1 (сверху – вниз). Характер изменения температуры вдоль данных осей иллюстрируется зависимостью, представленной на рис.6б.

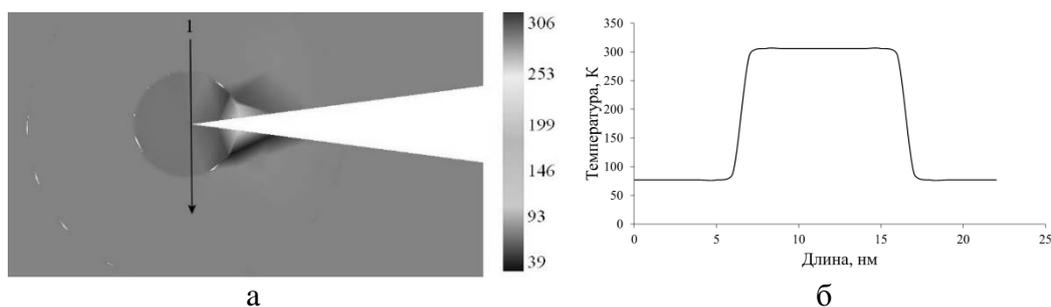


Рис.6. Особенность распределения температуры в области вершины трещины: а) скалярное температурное поле и шкала температур в К; б) зависимость распределения температуры вдоль оси 1.

Из результатов моделирования, показанных на рис.6 следует, что, разогрев у вершины трещины является локальным. Это подтверждает обоснованность выбора высокой плотности сетки метода конечных элементов только в области вершины трещины. Температура быстро падает по мере удаления от вершины трещины. Следовательно, в случае высоких скоростей роста трещины возможен переход из режима вязкого разрушения в режим хрупкого разрушения. Это на качественном уровне согласуется с результатами эксперимента, так как при одинаковых условиях эксперимента фиксировали морфологию, соответствующую как вязкому характеру разрушения (рис.3), так и хрупкому.

Инициирование саморазогрева на границе нанокристаллического/аморфного и легкоплавкого сплава оказывает существенное влияние на дальнейший процесс деформирования и разрушения. Выделяемой перед вершиной трещины энергии оказывается достаточно для разогрева материала на 100-200 К и перехода к вязкому разрушению. Это процесс вероятностный и может определяться характером роста трещины в начале процесса разрушения. В случае, если росту

трещины предшествуют атомные перестройки, то разрушение будет вязким, даже при криогенной температуре композиционного образца в целом. Таким образом, создание композиционных соединений «нанокристаллическая/аморфная пленка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая/аморфная пленка», способных сохранять вязкий характер разрушения требует установления физических закономерностей инициирования саморазогрева в нанобластях на границе нанокристаллической/аморфной и кристаллическими фазами.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Предложена физическая модель деформирования и разрушения на границе между нанокристаллической/аморфной и кристаллической фазой в композиционных соединениях «легкоплавкий кристаллический сплав – нанокристаллические/аморфные пленки», объясняющая сохранение вязкого характера разрушения в температурном диапазоне 77 К и 293 К в условиях одноосного растяжения. Композитный образец обладает более высокой пластичностью при низких температурах, в сравнении с компонентами по отдельности. Это обусловлено спецификой физического механизма деформирования и разрушения в вершине растущей трещины на границе между кристаллическим и аморфным/нанокристаллическим материалом.

2. Полученные теоретические и экспериментальные результаты имеют практическое значение для разработки новых материалов с улучшенными механическими свойствами для криогенных температур. Их высокая пластичность при низких температурах делает их особенно привлекательными для экстремальных условий эксплуатации.

3. Свойства композитных материалов при низких температурах определяются физическими особенностями деформации и разрушения в межфазовых нанобластях. Эти особенности связаны с локальным разогревом материала и перемещением свободного объема через серию атомных прыжков. Именно этот механизм обеспечивает повышение пластических свойств композита на основе аморфного сплава в условиях низкотемпературного одноосного растяжения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Haoling Jia, Gongyao Wang, Shuying Chen, Yanfei Gao, Weidong Li, Peter K. Liaw. *Fatigue and fracture behavior of bulk metallic glasses and their composites // Progress in Materials Science.* – 2018. – Vol.98. – Pp.168-248.
2. Dongyue Li, Chengshuang Wu, Yitian Su, Lu Xie, Yong Zhang, Wenrui Wang. *Mechanical Response of Zr51.9Cu23.3Ni10.5Al14.3 Metallic Glass Ribbon under Varying Strain Rates // Metals.* – 2024. – Vol.14. – Iss.2. – 220.
3. Sheng Wang, Tianle Xu, Yingchen Wu, Xiguo Chen, Xiaohong Yang. *Brazing Temperature Effects on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-45Al-8Nb Joints Using TiZrCuNi Amorphous Interlayer // Coatings.* – 2024. – Vol.14. – Iss.3. – 300.
4. Ушаков И.В., Ошоров А.Д., Сафронов И.С. *Физика деформирования и разрушения на границе аморфного и кристаллического металлического сплава // Доклады Академии наук Высшей школы Российской Федерации.* – 2023. – Вып.2(59). – С.7-15.

5. Магомедов М.Н. *О вычислении температуры Дебая и температуры фазового перехода кристалл-жидкость для бинарного сплава замещения* // Физика твердого тела. – 2018. – Т.60. – Вып.5. – С.970-977.
6. Мильман Ю.В., Козырев Д.В. *О механизмах деформации в аморфных металлических сплавах* // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – Т.57. – №8. – С.50-55.
7. Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю. *Неоднородная пластическая деформация аморфных металлических сплавов под действием квазистатической механической нагрузки* // Журнал технической физики. – 2023. – Т.93. – №1. – С.104-116.
8. Ушаков И.В., Сафронов И.С., Ошоров А.Д. и др. *Физика воздействия высокотемпературного импульсного нагрева на дефекты в поверхностном слое металлического сплава* // Металлург. – 2023. – №7. – С.74-79.
9. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Kaputkin D.E. et al. *Effect of Mn, Al, Ni, and C content on the equilibrium phase composition of alloys based on the Fe-Mn-Al-Ni-C system* // Metallurgist. – 2016. – Vol.59. – No.11-12. – Pp.1075-1080.
10. Гладков С.О., Богданова С.Б. *К теории нелинейной теплопроводности* // Журнал технической физики. – 2016. – Т.86. – №2. – С.1-7.

REFERENCES

1. Haoling Jia, Gongyao Wang, Shuying Chen, Yanfei Gao, Weidong Li, Peter K. Liaw. *Fatigue and fracture behavior of bulk metallic glasses and their composites*. Progress in Materials Science, 2018, Vol.98, Pp.168-248.
2. Dongyue Li, Chengshuang Wu, Yitian Su, Lu Xie, Yong Zhang, Wenrui Wang. *Mechanical Response of Zr51.9Cu23.3Ni10.5Al14.3 Metallic Glass Ribbon under Varying Strain Rates*. Metals, 2024, Vol.14, Iss.2, 220.
3. Sheng Wang, Tianle Xu, Yingchen Wu, Xiguo Chen, Xiaohong Yang. *Brazing Temperature Effects on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-45Al-8Nb Joints Using TiZrCuNi Amorphous Interlayer*. Coatings, 2024, Vol.14, Iss.3, 300.
4. Ushakov I.V., Oshorov A.D., Safronov I.S. *Fizika deformirovaniya i razrusheniya na granitse amorfного i kristallicheskogo metallicheskogo сплава [Physics of deformation and fracture at the boundary of amorphous and crystalline metal alloys]*. Doklady Akademii nauk Vysshej shkoly Rossijskoj Federatsii, 2023, Iss.2(59), Pp.7-15.
5. Magomedov M.N. *O vychislenii temperatury Debaya i temperatury fazovogo perekhoda kristall-zhidkost' dlya binarnogo сплава zameshheniya [On calculating the Debye temperature and the temperature of the crystal-liquid phase transition for a binary substitutional alloy]*. Fizika tverdogo tela, 2018, Vol.60, Iss.5, Pp.970-977.
6. Milman Y.V., Kozyrev D.V. *On the deformation mechanisms in metallic glasses*. Steel in Translation, 2014, Vol.44, No.8, Pp.578-582.
7. Slyadnikov E.E., Turchanovsky I.Yu. *Neodnorodnaya plasticheskaya deformatsiya amorfnykh metallicheskih сплавов pod dejstviem kvazistaticheskoy mekhanicheskoy nagruzki [Inhomogeneous plastic deformation of amorphous metal alloys under the action of quasi-static mechanical load]*. Zhurnal tekhnicheskoy fiziki, 2023, Vol.93, No.1, Pp.104-116.

8. Ushakov I.V., Safronov I.S., Oshorov A.D. et al. *Physics of the Effect of High-Temperature Pulse Heating On Defects in the Surface Layer of a Metal Alloy*. Metallurgist, 2023, Vol.67, Pp.986-994.
9. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Kaputkin D.E. et al. *Effect of Mn, Al, Ni, and C content on the equilibrium phase composition of alloys based on the Fe-Mn-Al-Ni-C system*. Metallurgist, 2016, Vol.59, No.11-12, Pp.1075-1080.
10. Gladkov S.O., Bogdanova S.B. *K teorii nelinejnoj teploprovodnosti [On the theory of nonlinear thermal conductivity]*. Zhurnal tekhnicheskoy fiziki, 2016, Vol.86, No.2, Pp.1-7.

Поступила в редакцию 19 апреля 2024 года.

Сведения об авторах:

Ошоров Аюр Дашеевич – асп., асс., Кафедра физики, ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия; e-mail: oshorovayur@gmail.com

Ушаков Иван Владимирович – д.т.н., доц., проф., Кафедра физики, ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия; e-mail: ushakoviv@mail.ru

Хозром Ияд Мохаммед – асп., лаб., Кафедра физики, ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия; e-mail: iyadhosrom2015@gmail.com

Сафронов Иван Сергеевич – к.ф.-м.н., доц., Кафедра физики, ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия; e-mail: issafronov@yandex.ru