



УДК 539.213.27:539.24:620.186.4

DOI 10.17073/0368-0797-2024-5-556-562

Оригинальная статья  
Original article

## ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ ЛЕНТ АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co – Fe – Cr – Si – B ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

И. Е. Пермякова , М. В. Костина

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119334, Москва, Ленинский пр., д. 49)

inga\_perm@mail.ru

**Аннотация.** Индентирование является привлекательным методом для изучения деформационного поведения аморфных сплавов по ряду причин: не будучи специфичными к размеру образца, эти испытания просты в выполнении и не приводят к макроразрушению; пластическая деформация в материале ограничена локально, что облегчает изучение пластического течения в зонах окружающих и находящихся под индентором; прямое сравнение результатов индентирования с откликами, например, на изгиб или растяжение дополнительно делает метод индентирования эффективным «зондом» для понимания физики пластической деформации и разрушения аморфных сплавов. В настоящей работе представлены результаты исследований морфологии микроотпечатков после индентирования на эластичной подложке лент быстрозакаленных аморфных сплавов  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ , подвергнутых термической обработке в широком диапазоне температур. Структурно-фазовые превращения контролировались проведением рентгеноструктурного анализа и дифференциально-сканирующей калориметрией. Обнаружены характерные видоизменения картин их деформации и разрушения при переходе из аморфного в кристаллическое состояние. Установлены три температурных интервала с характерными зонами деформирования на поверхности исследуемых образцов. При  $T_{\text{комн}} < T_f$  аморфный сплав демонстрирует уникальную пластичность, при максимальной нагрузке на индентор появляются только полосы сдвига вокруг отпечатка. Интервал  $T_f \leq T_{an} \leq T_{sb}$  – переходный, так как при более низких температурах не образуются трещины, а при более высоких нет полос сдвига. Сплав находится в аморфном, но охрупченном состоянии, поэтому наблюдаются радиальные и кольцевые трещины, а также отколы. Интервал  $T_{sb} < T_{an} \leq T_{cryst}$  соответствует окончательной трансформации сплава в кристаллическое состояние, формируются симметричные картины разрушения, состоящие из квадратных сеток трещин. Таким образом, на основании составленного с учетом соответствующих температурных интервалов «атласа» зон локального нагружения (наличие/отсутствие полос сдвига, трещин, их взаимное расположение) при разных нагрузках возможно дать приближенную экспресс-оценку структурного состояния аморфных сплавов.

**Ключевые слова:** аморфный сплав, трещина, полоса сдвига, индентирование, отпечаток, структурное состояние, охрупчивание, деформация, разрушение, термическая обработка

**Для цитирования:** Пермякова И.Е., Костина М.В. Деформация и разрушение термически обработанных лент аморфного сплава системы Co – Fe – Cr – Si – B при индентировании. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(5):556–562.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-556-562>

## DEFORMATION AND FRACTURE OF HEAT TREATED RIBBON OF AMORPHOUS Co – Fe – Cr – Si – B ALLOY DURING INDENTATION

I. E. Permyakova , M. V. Kostina

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119334, Russian Federation)

inga\_perm@mail.ru

**Abstract.** Indentation is an attractive method for studying the deformation behavior of amorphous alloys for a number of reasons: not being specific to the sample size, these tests are easy to perform and do not lead to macrofracture; plastic deformation in the material is locally limited, which facilitates the study of plastic flow in the zones surrounding and located under the indenter; direct comparison of indentation results with responses, for example, to bending or tension further makes the indentation method an effective “probe” for understanding the physics of plastic deformation and fracture of amorphous alloys. The morphology of microprints of melt-quenched ribbon of  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  amorphous alloys subjected to heat treatment in a wide range of temperatures was studied after indentation on an elastic substrate. Structural-phase transformations were controlled by X-ray structural analysis and differential scanning calorimetry. We discovered characteristic modifications in the patterns of their deformation and fracture during the transition from amorphous to crystalline state. Three temperature ranges with characteristic deformation zones on the surface

of the studied samples were established. At  $T_{room} < T_f$ , amorphous alloy demonstrates unique plasticity. The shear bands appear around the imprint only at the maximum load on the indenter.  $T_f \leq T_{an} \leq T_{sb}$  is a transitional interval, since cracks do not form at lower temperatures, and there are no shear bands at higher temperatures. The alloy is in an amorphous but brittle state, so radial and ring cracks, as well as spalls, are observed. The interval  $T_{sb} < T_{an} \leq T_{crys}$  corresponds to the final transformation of the alloy into a crystalline state; symmetrical patterns of fracture are formed, consisting of square crack networks. It is possible to give an approximate express assessment of the structural state of amorphous alloys based on an “atlas” of local loading zones (presence/absence of shear bands, cracks, their relative position) compiled taking into account the corresponding temperature intervals under different loads.

**Keywords:** amorphous alloy, crack, shear band, indentation, imprint, structural state, embrittlement, deformation, fracture, heat treatment

**For citation:** Permyakova I.E., Kostina M.V. Deformation and fracture of heat treated ribbon of amorphous Co–Fe–Cr–Si–B alloy during indentation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(5):556–562. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-556-562>

## ВВЕДЕНИЕ

Процесс аморфизации, осуществляемый сверхбыстрой закалкой из жидкого состояния, дает возможность получать однородные по составу многокомпонентные аморфные сплавы (АС). Изменение условий закалки из расплава позволяет значительно расширить область взаимной растворимости элементов, в результате чего можно варьировать свойства АС в более широких пределах, чем свойства кристаллических материалов [1–4]. Если к этому добавить термообработку, с помощью которой возможно получить множество промежуточных состояний от «чисто» аморфного, аморфно-нанокристаллического и полностью кристаллического, то появляется возможность создания уникальных и разнообразных аморфных систем (метастабильные формы существования двойных, тройных, многокомпонентных сплавов) [5–7]. При варьировании состава и контролируемого нагрева можно получать полезные и наперед заданные физические свойства, расширяя границы применения АС в технике и промышленности в качестве конструкционных и функциональных материалов [8–11]. Отличные магнитные характеристики АС дополняются другими весьма ценными свойствами: высокими значениями прочности, твердости, электросопротивления, коррозионной стойкости, удовлетворительной пластичности и т. д. Однако при практическом использовании остро стоят вопросы термической стабильности АС, охрупчивания, спонтанной кристаллизации в условиях повышенных температур [12–14]. Для оценки структурно-фазового состояния АС привлекается комплекс методов исследования (например, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), рентгеноструктурный и дифференциально-термический анализ и др.). Часть из них требуют многоэтапную пробоподготовку, длительный и трудоемкий процесс идентификации фаз. А в случае, если АС был подвергнут обработке при температурах ниже кристаллизации и находится в аморфном состоянии, существуют серьезные трудности в методологии изучения аморфной структуры. Даже ПЭМ высокого разрешения и EXAFS-спектроскопия (Extended X-Ray Absorption Fine Structure) не способны однозначно представить данные о распо-

ложении атомов, смене их позиций при релаксации. На помощь приходит изучение структурно-чувствительного отклика свойств (механических, электрических, химических, магнитных), что позволяет анализировать процессы структурной релаксации [15–17].

В настоящее время информативным методом исследования механических характеристик быстрозакаленных АС (твердости, модуля Юнга, трещиностойкости) является метод микро- и наноиндентирования [18–22]. Привлекателен он и для понимания микромеханизмов их деформации, так как можно визуализировать картину деформации, оценить протяженность, форму деформационных зон в сопоставлении со структурным состоянием АС. Испытания на вдавливание являются отличным средством для таких исследований, особенно требующих лишь небольшого объема материала. Деформация при вдавливании по своей сути стабильна, по крайней мере, макроскопически, поскольку площадь контакта между индентором и деформируемым материалом увеличивается в ходе вдавливания, чтобы выдерживать любую приложенную нагрузку. Однако локальное нагружение АС имеет ряд специфических особенностей, связанных, в частности, с их особой геометрией – малой толщиной лент АС и имеющимся качественным различием контактной (прилегающей к закалочному барабану при получении) и свободной сторон ленты [23]. Кроме того, пластическое течение в АС при высоких напряжениях и низких температурах происходит неоднородно, локализуясь в полосах сдвига вдоль плоскостей максимального сдвига [24; 25]. Их образование связано с локализованными атомными перестройками, коррелирующими с областями избыточного свободного объема [26–28]. Полосы сдвига имеют решающее значение для деформационного поведения АС. Контроль над ними вполне эквивалентен управлению пластичностью и разрушением АС.

Целью данной работы является изучение механического поведения термически обработанных тонких лент АС при микроиндентировании, а именно выявление закономерностей видоизменения зон деформации и микроразрушения поверхности АС вокруг отпечатков, сформированных пирамидой Виккерса, по мере увеличения температуры отжига.

**МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИХ ИССЛЕДОВАНИЯ**

В качестве объектов исследования выбран АС  $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$  (ат. %), полученный методом спиннингования, в виде ленты толщиной 30 мкм и шириной 20 мм. Образцы сплава размером 15×20 мм подвергали вакуумному отжигу в интервале температур  $T_{an} = 538 - 823$  К с выдержкой 10 мин. Далее они были закреплены с помощью эластичной подложки – клея «Момент» (20.52.10.190 ОКПД 2 / ГОСТ 22345-77) толщиной  $\approx 1,0 - 1,5$  мм на стальную пластину. В итоге была сформирована композитная заготовка (рис. 1, а).

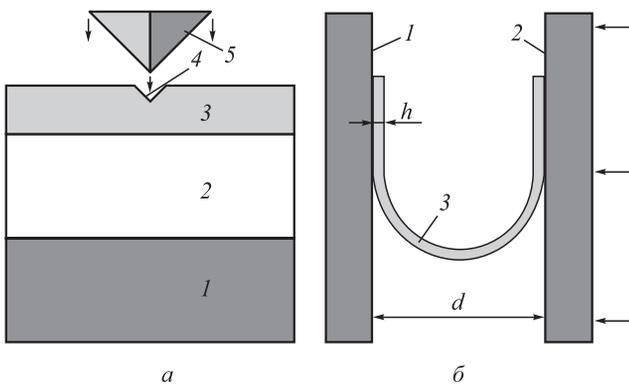
Инденитрование осуществлялось на свободной стороне лент АС в широком диапазоне нагрузок (0,3 – 2,0 Н) с использованием микротвердомера ПМТ-3М (ЛОМО). Следует отметить, что локальное нагружение на твердой подложке (например, на шпатлевке) имеет принципиально неустраимую трудность: трещины могут образовываться первоначально в подложке и инициировать разрушение покрытия – АС.

Поведение макропластичности АС исследовали *U*-методом на изгиб. Для этого образец помещали между двумя плоскопараллельными пластинами и при их сближении с постоянной скоростью определяли расстояние  $d$ , при котором изогнутый образец разрушался (рис. 1, б). За меру пластичности  $\epsilon_f$  принималось отношение

$$\epsilon_f = \frac{h}{d - h},$$

где  $h$  – толщина ленты.

Температура вязко-хрупкого перехода  $T_f$  рассчитывалась как средняя температура от  $T_1$  и  $T_2$ , где  $T_1$  –



**Рис. 1.** Схема механических испытаний лент АС:

- а – микроинденитрование (1 – стальная основа, 2 – подложка, 3 – образец АС, 4 – отпечаток, 5 – пирамида Виккерса);
- б – *U*-метод (1 и 2 – неподвижная и подвижная пластины, 3 – образец АС)

**Fig. 1.** Scheme of mechanical tests of ribbon of amorphous alloys:  
 а – microindentation (1 – steel base, 2 – substrate, 3 – sample of amorphous alloy, 4 – imprint, 5 – Vickers pyramid);  
 б – *U*-method (1 and 2 – fixed and movable plates, 3 – sample of amorphous alloy)

наибольшая температура отжига, при которой еще  $\epsilon_f = 1$ ,  $T_2$  – наиболее низкая фиксируемая температура, при которой происходит резкий спад пластичности ( $\epsilon_f \rightarrow 0$ ).

Оценку температуры кристаллизации осуществляли, применяя дифференциально-сканирующую калориметрию, на анализаторе DSC 8271 (Rigaku). Перевод аморфного состояния в кристаллическое при термической обработке контролировался проведением рентгеноструктурного анализа (РСА) на многофункциональном дифрактометре ULTIMA IV (Rigaku).

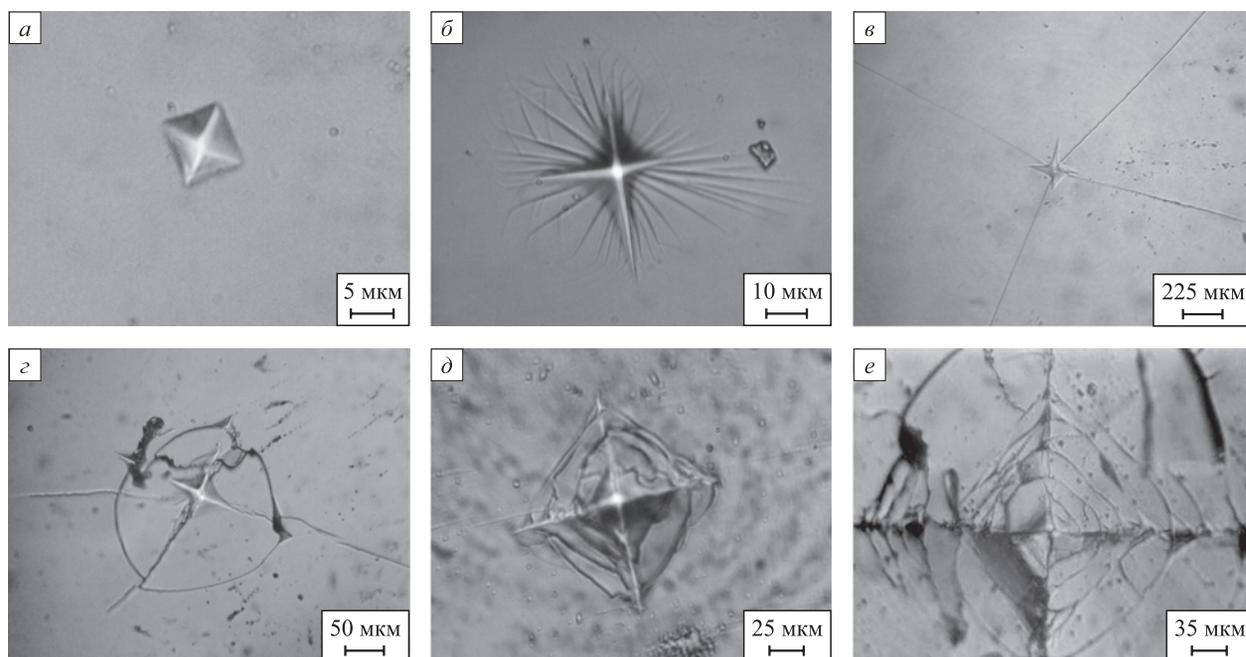
**РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ**

Как показал эксперимент, в процессе инденитрования исследованных АС  $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$ , по мере перехода из аморфного в кристаллическое состояние при отжиге, происходит существенная эволюция микрокартин их деформации и разрушения. На рис. 2 представлено разнообразие морфологических модификаций поверхности АС после внедрения инденитора при локальном нагружении с разной нагрузкой.

По мере нагрева АС можно наблюдать определенные закономерности в формировании зон деформации. В температурном диапазоне  $T_{комн} < 613$  К при малых нагрузках наблюдается типовой отпечаток от инденитора, а при больших нагрузках – отпечаток окружен полосами сдвига (рис. 2, а, б). Полосы сдвига – это явление пластической неустойчивости, которое локализует большие сдвиговые деформации в относительно тонкой полосе при деформации материала. В интервале температур  $613 \text{ К} \leq T_{an} \leq 748$  К в области локального нагружения АС образуются прямые радиальные трещины (рис. 2, в). Некоторые из них могут пересекаться с кольцевыми трещинами (рис. 2, з). Несмотря на охрупчивание, возможны пластические деформации АС (наличие редких полос сдвига) до  $T_{an} = 748$  К. И, наконец, в интервале нагрева  $748 \text{ К} < T_{an} \leq 803$  К преимущественно формируются отпечатки, представляющие сетку трещин, ориентированных параллельно граням пирамиды (рис. 2, д). Наряду с ними могут образовываться кольцевые трещины по мере удаления от зоны инденитрования (рис. 2, е).

После инденитрования максимальной нагрузкой  $P = 2$  Н определена температура отжига  $T_{cr}$ , при которой в образцах АС формируются и распространяются первые трещины с вероятностью не меньше 0,5:  $T_{cr} = 628$  К [29]. Установленная  $T_{cr}$  на эластичной подложке является фактически температурой вязко-хрупкого перехода АС, которая близко совпадает с данными независимых исследований при испытаниях аморфных лент на изгиб *U*-методом –  $T_f = 613$  К (рис. 3).

Далее внимание было обращено к калориметрическим и структурным исследованиям для выяснения температурных диапазонов фазовых превращений, которые претерпевает АС  $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$ . По дан-



**Рис. 2.** Атлас картин деформации и разрушения отожженных АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  при индентировании на эластичной подложке:  $a - T_{an} = 573 \text{ K}, P = 0,5 \text{ H}$ ;  $b - T_{an} = 573 \text{ K}, P = 1,5 \text{ H}$ ;  $c - T_{an} = 673 \text{ K}, P = 1,2 \text{ H}$ ;  $d - T_{an} = 773 \text{ K}, P = 1,1 \text{ H}$ ;  $e - T_{an} = 800 \text{ K}, P = 1,3 \text{ H}$

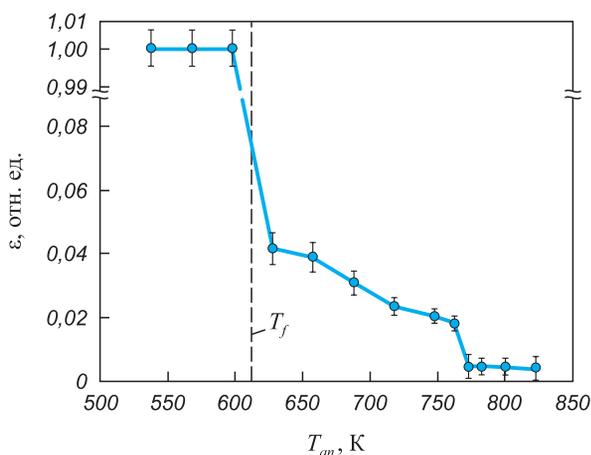
**Fig. 2.** Atlas of deformation and fracture patterns of annealed  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  amorphous alloy during indentation on an elastic substrate:  $a - T_{an} = 573 \text{ K}, P = 0.5 \text{ H}$ ;  $b - T_{an} = 573 \text{ K}, P = 1.5 \text{ H}$ ;  $c - T_{an} = 673 \text{ K}, P = 1.2 \text{ H}$ ;  $d - T_{an} = 773 \text{ K}, P = 1.1 \text{ H}$ ;  $e - T_{an} = 800 \text{ K}, P = 1.3 \text{ H}$

ным ДСК температура кристаллизации исследуемого АС  $T_{cryst} = 803 \text{ K}$  (рис. 4).

По результатам структурных исследований выделение первых нанокристаллов в аморфной матрице, соответствующих  $\alpha\text{-Co}$  с ГПУ решеткой ( $a = b = 2,514 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,105 \text{ \AA}$ ), происходит после отжига свыше  $688 \text{ K}$  [30]. Далее по мере роста температуры зафиксировано увеличение интенсивности протекания процессов кристаллизации и увеличение объемной доли

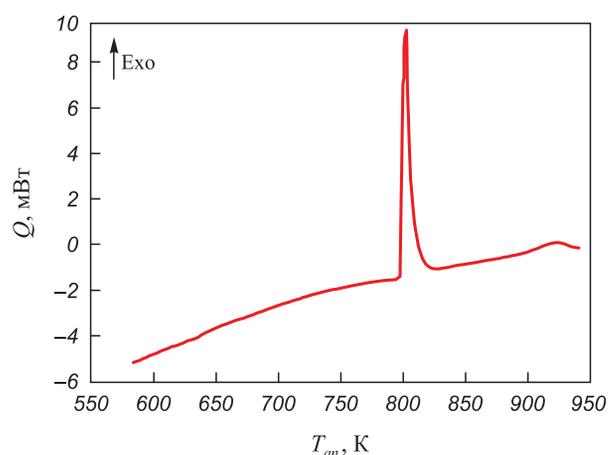
кристаллических фаз. Наряду с  $\alpha\text{-Co}$  появляется фаза  $\beta\text{-Co}$  с ГЦК решеткой ( $a = b = c = 3,554 \text{ \AA}$ ), а также соединения  $\text{Co}_2\text{Si}$ ,  $\text{Co}_4\text{B}$ ,  $\text{Co}_3\text{B}$ ,  $\text{Co}_2\text{B}$  (рис. 5).

Сопоставив морфологический атлас поверхности отожженного АС системы  $\text{Co-Fe-Cr-Si-B}$  после индентирования (рис. 2) с результатами его структурных изменений (рис. 4, 5), можно выделить три температурных диапазона. При переходе от одного к другому происходит смена характерных картин деформирова-



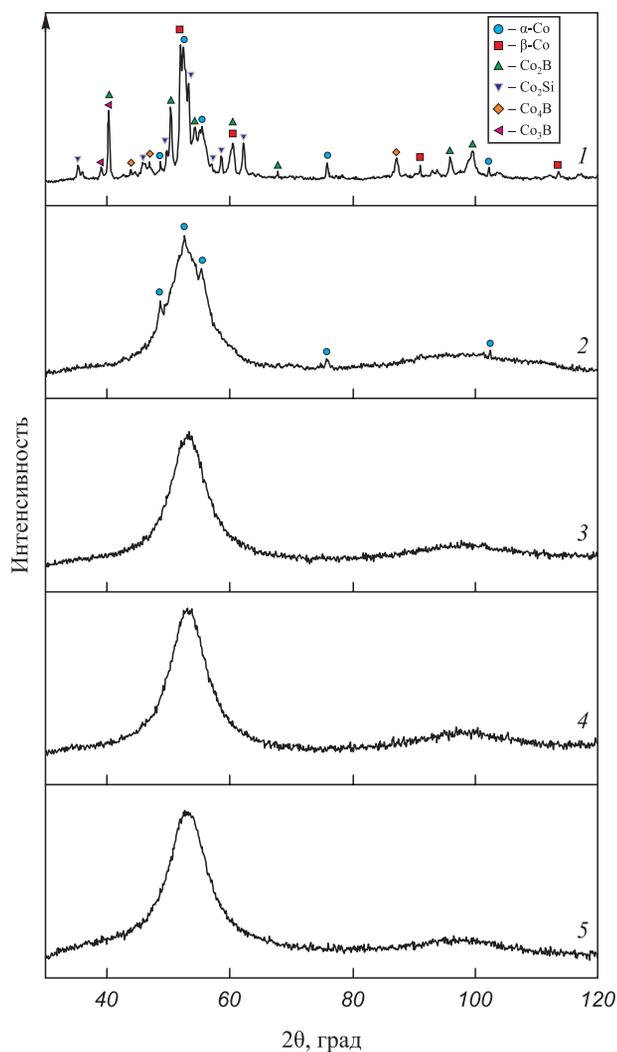
**Рис. 3.** Поведение пластичности АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  при термической обработке

**Fig. 3.** Plasticity behavior of  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  amorphous alloy during heat treatment



**Рис. 4.** Кривая ДСК АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  при нагреве со скоростью  $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$

**Fig. 4.** DSC curve of  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  amorphous alloy during heating at a rate of  $20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$



**Рис. 5.** Рентгеновские спектры АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  после отжига ( $\text{CoK}_\alpha$ -излучение) при температуре: 823 К (1); 763 К (2); 723 К (3); 623 К (4); без отжига (5)

**Fig. 5.** X-ray spectra of  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  amorphous alloy after annealing ( $\text{CoK}_\alpha$ -radiation):

823 K (1); 763 K (2); 723 K (3); 623 K (4); without annealing (5)

ния и разрушения, что является следствием протекающих процессов структурной релаксации и последующей кристаллизации [31].

• При  $T_{\text{комн}} < T_f$  АС демонстрируют свою уникальную пластичность, когда даже максимальная нагрузка на индентор может вызвать проявление только сильно локализованной пластической деформации в виде полос сдвига вокруг отпечатка.

• Интервал температур  $T_f \leq T_{an} \leq T_{sb}$  является переходным, так как при более низких температурах не образуются трещины (для  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  температура отпускной хрупкости  $T_f = 613$  К), а при более высоких полосы сдвига отсутствуют (температура их полного исчезновения для  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$   $T_{sb} = 748$  К). В данном интервале температур АС находится все еще в аморфном, но охрупченном состоянии по причине явления вязко-хрупкого перехода. Именно

поэтому наблюдаются масштабные радиальные и кольцевые трещины, а также отколы.

• Интервал  $T_{sb} < T_{an} \leq T_{cryst}$  соответствует окончательной трансформации АС в кристаллическое состояние (для  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$   $T_{cryst} = 803$  К). Его отличительной чертой является формирование достаточно симметричных картин разрушения, состоящих из квадратных сеток трещин, вложенных друг в друга.

## Выводы

На примере быстрозакаленных лент АС системы  $\text{Co-Fe-Cr-Si-B}$  показано, что индентирование на эластичной подложке с разными нагрузками позволяет осуществить приближенную экспресс-оценку структурного состояния АС, вследствие того, что образующиеся под индентором области деформации и разрушения (наличие/отсутствие полос сдвига, трещин, их взаимное расположение) весьма структурно-чувствительны и имеют характерные отличительные черты в определенных температурных диапазонах отжига.

В целом, испытание на индентирование является привлекательным методом для изучения деформационного поведения АС по следующим причинам. Во-первых, не будучи специфичными к размеру образца, эти испытания просты в выполнении и не приводят к макроразрушению. Во-вторых, пластическая деформация в материале ограничена локально, что облегчает изучение пластического течения АС в зонах, окружающих и находящихся под индентором. Кроме того, прямое сравнение результатов индентирования с откликами, например, на изгиб или растяжение дополнительно делает метод индентирования эффективным «зондом» для понимания физики пластической деформации и разрушения АС.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Amorphous and Nanocrystalline Materials: Preparation, Properties, and Applications. Inoue A., Hashimoto K. eds. Berlin, Heidelberg, Germany: Springer; 2001:206. <https://doi.org/10.1007/978-3-662-04426-1>
2. Chen H.S. Glass temperature, formation and stability of Fe, Co, Ni, Pd and Pt based glasses. *Materials Science and Engineering*. 1976;23(2–3):151–154. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(76\)90185-3](https://doi.org/10.1016/0025-5416(76)90185-3)
3. Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. *Acta Materialia*. 2000;48(1):279–306. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00300-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00300-6)
4. Louzguine-Luzgin D.V. Structural changes in metallic glass-forming liquids on cooling and subsequent vitrification in relationship with their properties. *Materials*. 2022;15(20):7285. <https://doi.org/10.3390/ma15207285>
5. Li F.C., Liu T., Zhang J.Y., Shuang S., Wang Q., Wang A.D., Wang J.G., Yang Y. Amorphous-nanocrystalline alloys: Fabrication, properties, and applications. *Materials Today Advances*. 2019;4:100027. <https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2019.100027>

6. Glezer A.M., Permyakova I.E. Melt-Quenched Nanocrystals. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, Taylor & Francis Group; 2013:369. <https://doi.org/10.1201/b15028>
7. Halim Q., Mohamed N.A.N., Rejab M.R.M., Naim W.N.W.A., Ma Q. Metallic glass properties, processing method and development perspective: A review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021;112(5–6): 1231–1258. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06515-z>
8. Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В., Аронин А.С. Формирование наноструктур в гомогенной и гетерогенной аморфной фазе. *Успехи физических наук*. 2022;192(3):247–266. <https://doi.org/10.3367/UFNr.2021.04.038974>  
Abrosimova G.E., Matveev D.V., Aronin A.S. Nanocrystal formation in homogeneous and heterogeneous amorphous phases. *Physics-Uspokhi*. 2022;65:227–244. (In Russ.). <https://doi.org/10.3367/UFNe.2021.04.038974>
9. Permyakova I., Glezer A. Mechanical behavior of Fe- and Co-based amorphous alloys after thermal action. *Metals*. 2022;12(2):297. <https://doi.org/10.3390/met12020297>
10. McHenry M.E., Willard M.A., Laughlin D.E. Amorphous and nanocrystalline materials for application as soft magnet. *Progress in Materials Science*. 1999;44(4):291–433. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00002-X](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00002-X)
11. Gheiratmand T., Madaah Hosseini H.R. Finemet nanocrystalline soft magnetic alloy: Investigation of glass forming ability, crystallization mechanism, production techniques, magnetic softness and the effect of replacing the main constituents by other elements. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2016;408(19):177–192. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.02.057>
12. Glezer A.M., Potekaev A.I., Cheretaeva A.O. Thermal and Time Stability of Amorphous Alloys. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, Taylor & Francis Group; 2017:180. <https://doi.org/10.1201/9781315158112>
13. Schuh C.A., Hufnagel T.C., Ramamurty U. Mechanical behavior of amorphous alloys. *Acta Materialia*. 2007;55(12): 4067–4109. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.01.052>
14. Trexler M.M., Thadhani N.N. Mechanical properties of bulk metallic glasses. *Progress in Materials Science*. 2010; 55(8):759–839. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2010.04.002>
15. Khonik V., Kobelev N. Metallic glasses: A new approach to the understanding of the defect structure and physical properties. *Metals*. 2019;9(5):605. <https://doi.org/10.3390/met9050605>
16. Алехин В.П., Хоник В.А. Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов. Москва: Металлургия; 1992:248.
17. Кекало И.Б. Процессы структурной релаксации и физические свойства аморфных сплавов. Москва: Издательский дом МИСиС; 2016;2:834.
18. Burgess T., Ferry M. Nanoindentation of metallic glasses. *Materials Today*. 2009;12(1–2):24–32. [https://doi.org/10.1016/S1369-7021\(09\)70039-2](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(09)70039-2)
19. Golovin Yu.I., Ivolgin V.I., Khonik V.A., Kitagawa K., Tyurin A.I. Serrated plastic flow during nanoindentation of a bulk metallic glass. *Scripta Materialia*. 2001;45(8):947–952. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01116-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01116-2)
20. Jain A., Prabhu Y., Gunderov D., Ubyivovk E.V., Bhatt J. Study of micro indentation assisted deformation on HPT processed  $Zr_{62}Cu_{22}Al_{10}Fe_5Dy_1$  bulk metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2021;566(12):120877. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.120877>
21. Jana S., Ramamurty U., Chattopadhyay K., Kawamura Y. Subsurface deformation during Vickers indentation of bulk metallic glasses. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375–377:1191–1195. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.068>
22. Schuh C.A., Nieh T.G. A survey of instrumented indentation studies on metallic glasses. *Journal of Materials Research*. 2004;19(1):46–57. <https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.46>
23. Глезер А.М., Пермякова И.Е. Современные представления о методах исследования механических свойств металлических стекол (ОБЗОР). *Деформация и разрушение материалов*. 2006;(3):2–11.  
Glezer A.M., Permyakova I.E. Modern concepts of methods for studying mechanical properties of metallic glasses (REVIEW). *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2006;(3):2–11. (In Russ.).
24. Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. Shear bands in metallic glasses. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2013;74(4):71–132. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001>
25. Axinte E.M., Wang Y., Tabacaru L.L., Radwan N. Shear banding in metallic glasses: major weakness or potential advantage? *Recent Patents on Materials Science*. 2016;9(1):2–19. <https://doi.org/10.2174/1874464809666160407212236>
26. Wilde G., Rösner H. Nanocrystallization in a shear band: An *in situ* investigation. *Applied Physics Letters*. 2011; 98(25):251904. <https://doi.org/10.1063/1.3602315>
27. Jiang M.Q., Wilde G., Dai L.H. Shear band dilatation in amorphous alloys. *Scripta Materialia*. 2017;127:54–57. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.08.038>
28. Bhowmick R., Raghavan R., Chattopadhyay K., Ramamurty U. Plastic flow softening in a bulk metallic glass. *Acta Materialia*. 2006;54(16):4221–4228. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.05.011>
29. Feodorov V., Permyakova I., Ushakov I. Evolution of mechanical characteristics of a metallic glass Co–Fe–Cr–Si at annealing. *Proceedings of SPIE (The International Society for Optical Engineering)*. 2005;5831:143–147. <https://doi.org/10.1117/12.619685>
30. Пермякова И.Е., Глезер А.М., Савченко Е.С., Щетинин И.В. Влияние внешних воздействий на магнитные свойства и коррозионную стойкость аморфного сплава  $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ . *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. 2017;81(11):1458–1465. <https://doi.org/10.7868/S0367676517110059>  
Permyakova I.E., Glezer A.M., Savchenko E.S., Shchetinin I.V. Effect of external actions on magnetic properties and corrosion resistance of  $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$  amorphous alloy. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2017;81(11):1310–1316. (In Russ.). <https://doi.org/10.3103/S1062873817110144>
31. Пермякова И.Е. Эволюция структуры, свойства аморфных сплавов и аморфно-нанокристаллических композитных материалов при внешних воздействиях: Диссертация ... доктора физико-математических наук. Москва: ИМЕТ РАН; 2023:267.

### Сведения об авторах

### Information about the Authors

**Инга Евгеньевна Пермякова**, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

**ORCID:** 0000-0002-1163-3888

**E-mail:** inga\_perm@mail.ru

**Мария Владимировна Костина**, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

**ORCID:** 0000-0002-2136-5792

**E-mail:** mvkst@yandex.ru

**Inga E. Permyakova**, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

**ORCID:** 0000-0002-1163-3888

**E-mail:** inga\_perm@mail.ru

**Mariya V. Kostina**, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, Head of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

**ORCID:** 0000-0002-2136-5792

**E-mail:** mvkst@yandex.ru

### Вклад авторов

### Contribution of the Authors

**И. Е. Пермякова** – проведение исследований, подготовка текста статьи, обработка экспериментальных результатов.

**М. В. Костина** – доработка текста, корректировка выводов.

**I. E. Permyakova** – researching, writing the text, processing the experimental results.

**M. V. Kostina** – finalization of the text, correction of conclusions.

Поступила в редакцию 11.08.2024

После доработки 14.08.2024

Принята к публикации 22.08.2024

Received 11.08.2024

Revised 14.08.2024

Accepted 22.08.2024