Баранникова, С.А. Особенности деформации биметаллической пластины / С.А. Баранникова, Ю.В. Ли. – DOI: 10.15593/perm.mech/2024.3.04 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2024. – № 3. – С. 57–64.

Perm Polytech Style: Barannikova S.A., Li Y.V. Features of deformation of a bimetallic plate. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2024, no. 3, pp. 57-64. DOI: 10.15593/perm.mech/2024.3.04

пермский политех

**ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА**
**№ 3, 2024**
**PNRPU MECHANICS BULLETIN**
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2024.3.04
УДК 539.3;620.171.2

# ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ

**С.А. Баранникова, Ю.В. Ли**

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 07 сентября 2023 г.
Одобрена: 09 июня 2024 г.
Принята к публикации: 30 июня 2024 г.

*Ключевые слова:*

прочность, пластическая деформация, разрушение, локализация, биметалл.

АННОТАЦИЯ

Рассматриваются особенности макроскопической локализации пластического течения при одноосном растяжении плоской биметаллической пластины. Ось растяжения образца была ориентирована нормально к направлению прокатки. Исследуемый биметалл «низкоуглеродистая сталь – нержавеющая сталь» применяется в химическом машиностроении для изготовления реакционных колонн, автоклавов, реакторов, теплообменников. Кривая пластического течения биметалла после площадки текучести в области больших пластических деформаций расположена между кривыми для его составляющих – нержавеющей аустенитной стали (AISI 304) и низкоуглеродистой стали (ASTM A414 grade A). Визуализация полос локализованной пластической деформации и регистрация кинетики их движения осуществлялись на рабочей части образца методом спекл-фотографии. Установлено, что на площадке текучести пластическая деформация в виде фронтов Людерса зарождается на границе раздела «плакирующий слой – основной слой биметалла» и распространяется в основном слое низкоуглеродистой стали, в то время как менее пластичный плакирующий слой нержавеющей стали деформируется упруго. Затем совместно с основным начинают пластически деформироваться также и плакирующие слои в виде распространения фронтов Портевена – Ле Шателье. Процесс разрушения биметалла также начинается с локализации пластической деформации вблизи структурных неоднородностей и концентраторов напряжения в области контакта слоев двух разнородных металлов. Сформированные на ранних стадиях пластического течения в этой области концентраторы напряжений инициируют образование высокоамплитудной области локализации деформации, которая является предвестником формирования шейки в образце и дальнейшего вязкого разрушения биметалла.

© **Баранникова Светлана Александровна** – д.ф.-м.н., в.н.с., e-mail: bsa@ispms.tsc.ru, iD: 0000-0001-5010-9969.
**Ли Юлия Владимировна** – м.н.с., e-mail: lyuv@ispms.ru, iD: 0000-0003-1759-9606.

**Svetlana A. Barannikova** – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Leading Researcher, e-mail: bsa@ispms.tsc.ru, iD: 0000-0001-5010-9969.
**Yulia V. Li** – Junior Researcher, e-mail: lyuv@ispms.ru, iD: 0000-0003-1759-9606.

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

# FEATURES OF DEFORMATION OF A BIMETALLIC PLATE

**S.A. Barannikova, Y.V. Li**

Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, Tomsk, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 07 September 2023
Approved: 09 June 2024
Accepted for publication:
30 June 2024

*Keywords:*

strength, plastic deformation, failure, localization, bimetal.

ABSTRACT

The features of macroscopic localization of plastic flow during uniaxial tension of a flat bimetallic plate are discussed. The extension axis of the sample was oriented normally to the direction of rolling. The studied bimetal "low-carbon steel – stainless steel" is used in chemical engineering for the manufacture of reaction columns, autoclaves, reactors, and heat exchangers. The plastic flow curve of the bimetal after the yield point in the area of large plastic deformations is located between the curves for its components – austenitic stainless steel (AISI 304) and low-carbon steel (ASTM A414 grade A). The visualization of localized plastic deformation bands and registration of the kinetics of their movement were carried out on the working part of the sample by the method of digital speckle photography. It has been established that at the yield plateau, plastic deformation in the form of Lüders fronts originates at the interface between the cladding layer and the base bimetal layer and propagates in the base layer of low-carbon steel, while the less plastic cladding layer of stainless steel deforms elastically. Then, together with the base one, the cladding layers also begin to plastically deform in the form of the propagation of Portevin – Le Chatelier fronts. The process of failure of a bimetal also begins with the localization of plastic deformation near structural inhomogeneities and stress concentrators in the area of contact between layers of two dissimilar metals. The stress concentrators formed at the early stages of plastic flow in this region initiate the formation of a high-amplitude peak of strain localization, which is a precursor to the formation of a neck in the sample and further ductile failure of the bimetal.

## Введение

Развитие современной техники вызывает необходимость создания материалов, обладающих комплексом свойств, обеспечивающих высокую прочность, коррозионную стойкость, теплопроводность, жаропрочность, износостойкость и др. [1]. Поэтому широкое применение нашли биметаллические материалы, которые изготовлены с помощью соединения двух и более разнородных металлов в монолитную композицию, сохраняющую надежную связь составляющих при дальнейшей технологической обработке в условиях эксплуатации [2]. В настоящее время существует большое количество различных методов получения биметаллов [3–5], что объясняется большим разнообразием их назначения и состава, а также стремлением найти самый рациональный метод получения для каждого вида. Изучению механических свойств биметаллов посвящены многие исследования [6–8]. Прочное соединение слоев металла между собой по всей поверхности контакта является основной задачей при получении металлических композитов. При этом следует получить необходимое соотношение толщин слоев, а также требуемую структуру и свойства готового композита. Использование твердой стали в сочетании с более мягкой позволяет существенно увеличить срок эксплуатации биметаллических изделий. Влияние термической обработки на межфазные характеристики, механические свойства и поведение при разрушении биметаллического композита из дуплексной нержавеющей стали 2205/углеродистой стали АН36 рассмотрено в [8]. Неоднородность микроструктуры и химического состава наблюдались в прилегающей к границе раздела зоне. Установлено, что диффузионная переходная зона элементов сплава Cr и Fe между компонентом 2205 и слоями стали АН36 имеет тенденцию к увеличению с повышением температуры отжига. Результаты испытаний на сдвиг и растяжение показали, что прочность на растяжение биметаллического композита 2205/АН36 постепенно снижается, но удлинение при разрушении увеличивается с повышением температуры отжига, более широкая зона диффузии легирующих элементов приводит к более высокой межфазной прочности на сдвиг и лучшей пластичности биметаллического композита [8]. В работе [9] приводятся данные о картах деформационных полей при квазистатическом и динамическом одноосном растяжении пластин из слоистого материала Ti/Al, полученных методом сварки взрывом. Результаты исследований при нагружении образцов в параллельном и перпендикулярном направлениях интерфейсу в сочетании с методами энергодисперсионной спектроскопии и синхротронной рентгенографии высокого разрешения позволили выявить различные механизмы деформации слоистых композитов. В частности, установлено, что пластическая деформация и разрушение пластин осуществляются преимущественно в слое Al для перпендикулярной приложенной нагрузки, в то же время для параллельно прилагаемой нагрузки к поверхности раздела как слои Ti и Al, так и интерфейс слоистого материала играет важную роль для процессов пластического течения [9].

Известные модели механики разрушения [10–14], использующиеся для описания деформации и разрушения монолитного материала и отдельных составляющих слоистых материалов, к сожалению, не позволяют учи-

тывать локализацию пластической деформации и разрушения в зоне соединения слоев. В работах [15; 16] для макроскопического описания нелинейного пластического течения предложена градиентная теория пластичности, учитывающая многомасштабность деформируемой среды [17]. Особенности пластической деформации материалов на макроскопическом масштабном уровне рассмотрены в работах [18–23] с использованием экспериментальных методов механики деформируемого тела. Заманчивые перспективы в понимании природы локализации деформации биметаллов могут быть связаны с автоволновыми представлениями о пластичности [24; 25]. В работах [26; 27] показано, что паттерны локализованной пластичности в чистых металлах и сплавах однозначно связаны с законом деформационного упрочнения, актуальным для соответствующей стадии процесса деформации. Как показывают результаты исследований [1], одноименные стадии деформационного упрочнения в разных материалах могут соответствовать разным общим деформациям. В связи с этим возникает вопрос, как может развиваться локализация пластической деформации в биметалле [28], состоящем из металлов с разными видами диаграмм пластического течения, когда одна составляющая деформируется, например, по механизму Людерса, а другая – с мартенситным превращением? Ответ на это вопрос может иметь большой практический смысл, связанный с технологией обработки давлением биметаллических материалов типа «конструкционная сталь – нержавеющая сталь» [2], часто используемых в химическом машиностроении для изготовления реакционных колонн, автоклавов, реакторов, теплообменников.

## 1. Материал и методика исследования

Исследуемый в настоящей работе биметалл был получен методом заливки с последующей прокаткой на необходимую толщину 8 мм [29]. Толщина плакирующего слоя аустенитной нержавеющей стали AISI 304 составила 0,75 мм. Основной слой низкоуглеродистой стали ASTM A414 grade A представлял собой почти чистый феррит (α-Fe, ОЦК), а плакирующие слои аустенитной нержавеющей стали состояли из легированного аустенита (γ-Fe, ГЦК).

Микроструктура и элементный состав биметалла в зоне соединения рассмотрены в [29]. После окончания площадки текучести в плакирующем слое нержавеющей стали композита наблюдались микротрещины и мартенситная α'-фаза, образованная в результате γ-α'-фазового превращения [30; 31]. Количество образовавшегося α'-мартенсита деформации в плакирующем слое нержавеющей стали AISI 304 в результате растяжения биметалла определяли с помощью рентгеноструктурного анализа. Для получения рентгенограмм использовали монохроматизированное Cu Kα излучении на установке ДРОН-3. Анализ рентгенограмм поверхностного слоя стали AISI 304 в биметалле показал, что в исходном состоянии содержится только аустенит (γ-фаза) с параметром решетки $a$ = 3,5999 Å. В деформированных растяжением композитных образцах в поверхностных слоях нержавеющей стали AISI 304 реализуется наведенное деформацией γ-α'-фазовое превращение [30; 31] и выявлена двухфазная структура с различным соотношением α- и γ-фаз. Аустенитная сталь AISI 304 обладает деформационно-нестабильной структурой, в которой при силовом воздействии могут протекать фазовые превращения с образованием частиц α'-фазы [30; 31]. Особенности локализации пластической деформации при растяжении метастабильной аустенитной стали рассмотрены в работе [32].

Биметаллические пластины для испытаний с размерами рабочей части 42×8×2 mm вырезались так, чтобы на поверхности наблюдения можно было видеть основной и плакирующий слои металла. Образцы растягивались при 300 К со скоростью ~$8\cdot10^{-5}$ $s^{-1}$ на испытательной машине Walter Bai AG LFM-125. Механические свойства исследованного биметаллического материала и его составляющих представлены в таблице. Визуализация и эволюция полос макроскопической локализованной пластической деформации осуществлялась методом спекл-фотографии [24–27]. При реализации этого метода растягиваемый образец освещали когерентным пучком полупроводникового лазера с длиной волны 635 нм и мощностью 15 Вт. Изображения деформируемого образца, полученные при таком освещении, с наложенными на них спекл-структурами, регистрировали цифровой видеокамерой pixellink PL-B781 с частотой 10 Гц, оцифровали и сохраняли в виде файлов. Метод корреляции цифровых спекл-изображений заключается в возможности определения с высокой точностью полей смещений путем отслеживания изменений на поверхности исследуемого материала и последующего сравнения цифровых изображений, зафиксированных в процессе одноосного растяжения.

Механические характеристики исследованных металлов

Mechanical characteristics of the studied metals

| Материал | Yield strength, MPa | Ultimate tensile strength, MPa | Total elongation, % |
|---|---|---|---|
| ASTM A414 grade A | 255 ± 3 | 380 ± 4 | 31 ± 1 |
| AISI 304 | 216 ± 4 | 730 ± 3 | 70 ± 2 |
| Биметалл | 300 ± 3 | 440 ± 2 | 29 ± 1 |

## 2. Результаты и их обсуждение

Диаграмма растяжения для биметалла в целом наследует особенности, характерные для деформации основного слоя низкоуглеродистой стали, и содержит площадку текучести и стадии параболического деформационного упрочнения и предразрушения. Пластическая деформация биметалла имеет определенные особенно-

сти, по сравнению с деформацией отдельных компонентов α-Fe и γ-Fe, которые представлены в работе [32].

На площадке текучести биметалла при общей деформации $\varepsilon_{tot}$ = 0,006 наблюдалось возникновение уединенного очага локальных удлинений $\varepsilon_{xx}$ в основном слое, в то время как в плакирующем слое очагов локализации деформации не выявлено. Данный факт свидетельствует, что на начальном этапе пластического течения, макроскопическая локализация пластической деформации в виде полос Людерса зарождается только в основном слое, который пластически деформируется раньше, чем плакирующий слой. При деформации $\varepsilon_{tot}$ = = 0,007 максимум локальных удлинений $\varepsilon_{xx}$, соответствующий фронту локализации, появляется в плакирующем слое, когда зародыш фронта Людерса в основном слое достигает границы соединения с плакирующим слоем. В этот момент фронты Людерса плакирующего и основного слоя в качестве целого начинают двигаться в направлении захватов испытательной машины (рис. 1).

Анализ картин распределений локальных деформаций показал, что на ранних стадиях процесса пластического течения биметалла одиночный фронт Людерса возникает на границе соединения в основном слое, а затем инициирует зарождение фронта в плакирующем слое. На протяжении площадки текучести одиночный фронт распространяется как в основном слое, так и в плакирующем слое, для которого не характерно наличие таких фронтов на начальных стадиях пластической деформации (рис. 2, *a*).

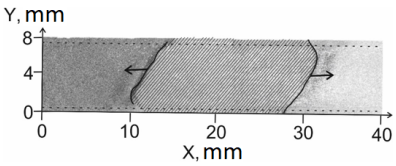



Рис. 1. Распространение фронтов Людерса в биметалле на площадке текучести. Пунктирные линии – границы раздела основного и плакирующего слоев

Fig. 1. Propagation of the Lüders fronts at the yield plateau of the bimetal. The dotted lines denote the interfaces between the base and cladding layers

Следует отметить, что распространение фронтов Людерса характерно для низкоуглеродистых сталей на площадке текучести [33]. В аустенитных сталях образование одиночных фронтов локализации деформации (фронтов Людерса) на начальных стадиях пластического течения при комнатной температуре ранее не наблюдалось.

Одной из важнейших характеристик процесса развития локализованной пластической деформации является скорость движения фронтов локализованной деформации, которую можно определить из *X*-*t*-диаграмм, показанных на рис. 3, где точками обозначены положения максимумов локальных удлинений $\varepsilon_{xx}$ вдоль оси образца *X* в зависимости от времени нагружения *t*. На площадке текучести (рис. 3, стадия I) зарождающиеся в основном слое фронты Людерса движутся в противоположные стороны со скоростями – $1{,}5\cdot10^{-4}$ и $1{,}2\cdot10^{-4}$ м/с. В биметалле в плакирующем слое в противоположных направлениях распространяются два фронта со скоростями – $0{,}7\cdot10^{-4}$ и $2{,}3\cdot10^{-4}$ м/с (рис. 3, стадия I).

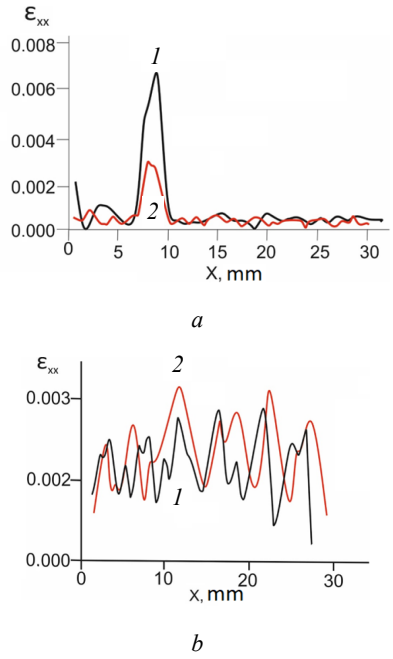



Рис. 2. Распределения локальных удлинений в $\varepsilon_{xx}$ вдоль оси растяжения биметалла на площадке текучести при общей деформации: $\varepsilon_{tot}$ = 0,01 (*a*) и на стадии параболического деформационного упрочнения при общей деформации: $\varepsilon_{tot}$ = 0,16 (*b*): *1* – основной слой низкоуглеродистой стали; *2* – плакирующий слой аустенитной нержавеющей стали

Fig. 2. Distributions of local elongations $\varepsilon_{xx}$ along the extension axis of the bimetal (*a*) at the yield plateau at the total deformation of $\varepsilon_{tot}$ = 0.01 and (*b*) at the parabolic work hardening stage at the total deformation of $\varepsilon_{tot}$ = 0.16: *1* – base layer of low-carbon steel; *2* – cladding layer of austenitic stainless steel

Сравнивая данные о скоростях распространения фронтов локализованной деформации в основном и плакирующем слоях с соответствующими значениями для монолитных образцов низкоуглеродистой стали ASTM A414 grade A и аустенитной стали AISI 304, можно сказать, что при растяжении образцов плакирующий слой толщиной 0,75 мм не подавляет образования полос Людерса, но вызывает рост скорости распространения их фронтов в основном и плакирующих слоях, по сравнению с данными отдельных компонентов биметалла.

Далее на стадии параболического деформационного упрочнения в биметалле как в основном слое, так и в плакирующих слоях наблюдается совокупность эквидистантно расположенных очагов локализации пластической деформации с характерным расстоянием между ними 4 ± 1 мм (рис. 2, *b*). С ростом общей деформации такие очаги локализованной деформации остаются неподвижными и представляют собой стационарную диссипативную структуру (рис. 3, стадия III). На стадии предразрушения композита неподвижные ранее очаги

локализации пластической деформации в слоях γ-Fe и α-Fe начинают движение с разной скоростью к высокоамплитудному максимуму локальных деформаций (месту формирования шейки) (рис. 3, стадия IV).

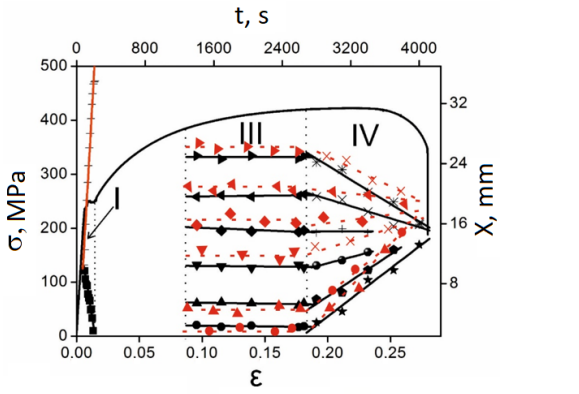



Рис. 3. Кинетические диаграммы *X-t* пространственно-временной эволюции фронтов локализованной деформации биметалла: I – площадка текучести; III – стадия параболического деформационного упрочнения; IV – стадия предразрушения. Сплошные линии – основной слой; пунктирные линии – плакирующий слой

Fig. 3. Kinetic *X-t* diagrams of spatio-temporary evolution of localized deformation fronts in the bimetal: I – yield plateau; III – parabolic work hardening stage; IV – pre-failure. Solid lines – base layer; dotted lines – cladding layer

При анализе деталей процесса разрушения образцов биметалла при одноосном растяжении было установлено, что разрушение образца начинается с формирования концентратора напряжений в виде трещины в плакирующем слое, затем трещина начинает распространяться в основном слое (рис. 4). Сформированная в плакирующем слое трещина растет в основном слое и в процессе движения разделяется на ряд отдельных мелких трещин, тем самым уменьшая скорость ее распространения. Как только трещина проходит через все сечение образца, происходит окончательное разрушение биметалла.

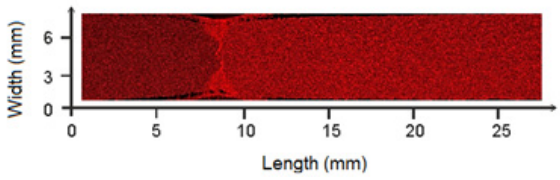



Рис. 4. Картина локализации деформации на стадии предразрушения

Fig. 4. Localized deformation pattern for pre-fracture stage

Хотя в монолитном состоянии аустенитная сталь обладает большим уровнем прочности и пластичности (см. таблицу), в условиях плакирующего слоя биметалла локализация пластической деформации и накопление микротрещин происходит в ней интенсивнее, по сравнению с основным слоем низкоуглеродистой стали.

Чтобы объяснить механизмы возникновения полосы локализованной пластичности в плакирующем слое и разрушения композита, будем рассматривать в основном слое биметалла фронт Людерса в качестве клина, то есть положим, что зародившаяся в основном слое полоса Людерса, встречаясь с границей раздела слоев в биметалле, расклинивает материал и инициирует зарождение трещины в плакирующем слое (рис. 5).

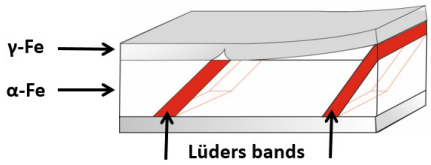



Рис. 5. Схема расклинивания слоев биметаллической пластины

Fig. 5. Schematic of layer wedging of the bimetallic plate

Для оценки силового критерия разрушения [10] воспользуемся моделью, предложенной Баренблаттом [34], с помощью которой можно определить размер равновесной трещины перед клином

$$l^* = \frac{E^2 h^2}{4K_I^2 (1-\mu^2)^2}, \qquad (1)$$

где $h$ – ширина клина, $E$ – модуль упругости, μ – коэффициент Пуассона, $K_1$ – вязкость разрушения, характеризующий силовое взаимодействие стенок трещины вблизи ее конца и являющийся константой материала.

Считая, что в уравнении (1) $E = 2 \cdot 10^{-5}$ МПа; $h \approx \approx 10^{-4}$ м – ширина фронта Людерса в основном слое; $\mu = 0{,}3$; $K_1 = 2{,}5 \cdot 10^3$ МПа·м$^{1/2}$ – модуль сцепления для α-Fe, получим длину образовавшейся перед клином трещины в плакирующем слое $l^* \approx 20$ мкм. При микроскопическом анализе в плакирующем слое наблюдались трещины длиной $l \approx 30 \pm 7$ мкм, так что можно с определенностью утверждать, что расклинивающая сила полосы Людерса, растущей в основном слое, создает микротрещину длиной несколько десятков микрометров, которая формирует своим упругим полем концентрацию локальных напряжений в плакирующем слое.

Локальные напряжения $\sigma_c$ зарождения трещины в соответствии с формулой Гриффитса [10] можно оценить как

$$\sigma_c = \left( \frac{E\gamma}{2\pi l^*} \right)^{1/2}, \qquad (2)$$

где γ – плотность поверхностной энергии. Тогда, при длине трещины $l^* \approx 30$ мкм в плакирующем слое вблизи зоны соединения в стали AISI 304, критическое значение локальных напряжений равно $\sigma_c = 4460$ МПа. Другими словами, выполняется условие начала распространения трещины в плакирующем слое нержавеющей стали по достижению напряжениями критического значения, согласно силовому критерию разрушения. Однако по окончании площадки текучести разрушения биметалла не происходит, поскольку в композите раз-

витие трещины тормозится границей раздела. В этом случае напряжения $\sigma_c$ релаксируют с образованием фронтов локализованной пластичности.

Механизм пластической деформации в плакирующем слое биметалла был рассмотрен в [35], где было показано, что высокие локальные напряжения на границе раздела между основным и плакирующим слоями биметалла инициируют образование мартенситной α'-фазы [30] и тем самым запускают механизм зарождения полос Портевена – Ле Шателье [36; 37] в плакирующем слое аустенитной стали AISI 304. Подобные полосы фиксировались на стадии прерывистой текучести при растяжении монолитных образцов аустенитной стали при напряжениях пластического течения ~ 700 МПа [32]. Сказанное позволяет считать, что при деформации биметаллической пластины на площадке текучести в плакирующем и в основном слоях развивается не единая полоса Людерса, а две разные полосы локализации пластической деформации, то есть полоса Людерса (автоволна переключения) в α-Fe и полоса Портевена – Ле Шателье (автоволна возбуждения) в γ-Fe соответственно [24–27].

## Заключение

При исследовании биметалла «конструкционная сталь – нержавеющая сталь» установлено, что на всем протяжении пластического течения закономерным образом формируются и эволюционируют фронты локализованной пластической деформации в основном и плакирующих слоях. На площадке текучести зарождение фронтов Людерса начинается от внутренних границ раздела «плакирующий металл – основной металл». При прохождении через все сечение основного слоя полоса Людерса создает своим упругим полем концентрацию локальных напряжений в плакирующем слое и инициирует зарождение фронтов Портевена – Ле Шателье. На стадии параболического деформационного упрочнения процесс совместной деформации основного и плакирующих слоев сопровождается стационарной картиной очагов локализации пластической деформации. Процесс разрушения композита начинается с зарождения трещины в плакирующих слоях композита, которая затем распространяется в основном слое. Таким образом, пластическая деформация протекает локализовано на всем протяжении деформационной кривой от предела текучести до разрушения и сопровождается путем эстафетного распространения автоволн локализованной пластичности, зарождающихся на границах раздела слоев биметалла. Результаты настоящей работы подтверждают справедливость автоволнового подхода к объяснению природы локализованного пластического течения, который может оказаться полезными для развития методов контроля технологических процессов при производстве биметаллических материалов.

## Библиографический список


1. Pelleg, J. Mechanical properties of materials / J. Pelleg. – Dordrecht: Springer, 2013. – 634 p.

2. Биметаллический прокат / П.Ф. Засуха, В.Д. Корщиков, О.Б. Бухвалов, А.А. Ершов. – М.: Металлургия, 1971. – 264 с.

3. Khodadad Motarjemi, A. Mechanical and fracture characterization of a bi-material steel plate / A. Khodadad Motarjemi, M. Koçak, V. Ventzke // Int. J. Press. Vess. Pip. – 2002. – Vol. 79, no. 3. – P. 181–191. DOI: 10.1016/S0308-0161(02)00012-1

4. Effects of temperature and strain rate on microstructure and mechanical properties of high chromium cast iron/low carbon steel bimetal prepared by hot diffusion-compression bonding / X. Gao, Z. Jiang, D. Wei, S. Jiao, D. Chen, J. Xu, X. Zhang, D. Gong // Mater. Des. – 2014. – Vol. 63. – P. 650–657. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.06.067

5. HCWCI/Carbon steel bimetal liner by liquid-liquid compound lost foam casting / X.F. Xiao, S.P. Ye, W.X. Yin, Q. Xue // J. Iron Steel Res. – 2012. – Vol. 19. – P. 13–19. DOI: 10.1016/S1006-706X(12)60145-9

6. Diffusion behavior and mechanical properties of high chromium cast iron/low carbon steel bimetal / Y. Li, M. Gong, K. Wang, P. Li, X. Yang, W. Tong // Mater. Sci. Eng. A. – 2018. – Vol. 718. – P. 260–266. DOI:10.1016/j.msea.2018.01.111

7. Investigation of compact tensile and fracture mechanical properties of a duplex stainless steel bimetal composite with the interfacial zone / Z. Li, Y.C. Lin, L. Zhang, F. Jiang, Z. Jiang, S. Jiao // J. Mater. Res. Tech. – 2022. – Vol. 19. – P. 809–820. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.085

8. Interfacial characteristics and mechanical properties of duplex stainless steel bimetal composite by heat treatment / Z. Li, J. Zhao, F. Jiang, X. Liang, Q. Zhang, X. Yuan, S. Jiao, Z. Jiang // Mater. Sci. Eng. A. – 2020. – Vol. 787. – P. 139513:1-24. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139513

9. Deformation and fracture of explosion-welded Ti/Al plates: A synchrotron-based study / J.C. E, J.Y. Huang, B.X. Bie, T. Sun, K. Fezzaa, X.H. Xiao, W. Sunn, S.N. Luo // Mater. Sci. Eng. A. – 2016. – Vol. 674. – P. 308–317. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.125

10. Broek, D. Elementary engineering fracture mechanics / D. Broek. – Dordrecht: Marinus Nijhoff Publishers, 1986. – 501 p. DOI: 10.1007/978-94-009-4333-9

11. Wu, H.-C. Continuum Mechanics and Plasticity / H.-C. Wu. – New York: Chapmen and Hall/CRC, 2005. – 704 p. DOI: 10.1201/9780203491997

12. Asaro, R.J. Mechanics of solid materials / R.J. Asaro, V.A. Lubarda. – Cambridge: Cambridge University Press, 2006. – 860 p.

13. Argon, A. Strengthening mechanism of crystal plasticity / A. Argon. – Oxford: University Press, 2008. – 404 p.

14. Rizov, V. Fracture in composites – an overview (Part I) / V. Rizov // J. Theor. Appl. Mech. – 2012. – Vol. 42. – P. 3–42. DOI: 10.2478/v10254-012-0006-z

15. Aifantis, E.C. Gradient material mechanics: perspectives and prospects / E.C. Aifantis // Acta Mech. – 2014. – Vol. 225. – P. 999–1012.

16. Borg, U. Strain gradient crystal plasticity effects on flow localization / U. Borg // Int. J. Plast. – 2007. – Vol. 23. – P. 1400–1416.

17. Zaiser, M. Scale invariance in plastic flow of crystalline solids / M. Zaiser // Adv. Phys. – 2006. – Vol. 5. – P. 185–245. DOI: 10.1080/00018730600583514

18. Vildeman, V.E. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel / V.E. Vildeman,

E.V. Lomakin, T.V. Tretiakova // Mech. Solid. – 2015. – Vol. 50, no. 4. – P. 412–420.

19. Упругопластический переход в железе: структурные и термодинамические особенности / О.А. Плехов, О.Б. Наймарк, N. Saintier, T. Palin-Luc // ЖТФ. – 2009. – Т. 7, № 8. – С. 56–61.

20. Tretyakova, T. Study of spatial-time inhomogeneity of inelastic deformation and failure in bodies with concentrators by using the digital image correlation and infrared analysis / T. Tretyakova, V. Wildemann // Proc. Str. Integ. – 2017. – Vol. 5. – P. 318–324.

21. Kinematics of formation and cessation of type B deformation bands during the Portevin-Le Chatelier effect in an AlMg alloy / M.A. Lebyodkin, D.A. Zhemchuzhnikova, T.A. Lebedkina, E.C. Aifantis // Res. Phys. 2019. – Vol. 12. – P. 867–869.

22. Intermittent plasticity associated with the spatio-temporal dynamics of deformation bands during creep tests in an Al-Mg polycrystal / A.A. Shibkov, M.F. Gasanov, M.A. Zheltov, A.E. Zolotov, V.I. Ivolgin // Int. J. Plast. 2016. – Vol. 8. – P. 37–55.

23. Optical extensometer for tracking propagations deformation bands / H. Dierke, M. Fischer, R. Tutsch, L. Casarotto // Tech. Mess. – 2011. – Vol. 78. – P. 211–17. DOI:10.1524/teme.2011.0106

24. Зуев, Л.Б. Автоволновая механика пластичности металлов / Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2019. – № 1. – С. 49–63.

25. Zuev, L.B. Autowave physics of material plasticity / L.B. Zuev, S.A. Barannikova // Crystals. – 2019. – Vol. 9, no. 458. – P. 1–30.

26. Zuev, L.B. Quasi-particle approach to the autowave physics of metal plasticity / L.B. Zuev, S.A. Barannikova // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 1–15.

27. Зуев, Л.Б. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур / Л.Б. Зуев, Ю.А. Хон // Физич. мезомех. – 2021. – Т. 24, № 6. – С. 5–14.

28. Influence of deformation conditions on the inhomogeneity of plastic flow of structurally graded bimetal systems / M. Kwiecień, M. Kopyściański, R. Błoniarz, K. Muszka, J. Majta // Proc. Manuf. – 2018. – Vol. 15. – P. 1649–1655. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.07.272

29. Barannikova, S. Plastic flow heterogeneity and failure of bimetal material / S. Barannikova, L. Zuev, Y. Li // Int. J. GEOMATE. – 2018. – Vol. 14. – P. 112–117. DOI: 10.21660/2018.43.3578

30. Shin, H.C. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel / H.C. Shin, T.K. Ha, Y.W. Chang // Scripta Mater. – 2001. – Vol. 45, no. 7. – P. 823–829.

31. Olson, G.B. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation / G.B. Olson, M. Cohen // Metall. Mater. Trans. A. – 1975. – Vol. 6, no. 4. – P. 791–795.

32. Баранникова, С.А. Деформационное поведение аустенитной нержавеющей стали в интервале температур 143 K < T < 420 K / С.А. Баранникова, А.М. Никонова, С.В. Колосов // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2021. – № 1. – С. 22–30.

33. Srinivasan, N. Study on Lüders deformation in welded mild steel using infrared thermography and digital image correlation / N. Srinivasan, N.Raghu, B. Venkatraman // Adv. Mater. Res. – 2012. – Vol. 585. – P. 82–86. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.585.82

34.Barenblatt, G.I. The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture / G.I. Barenblatt // Adv. Appl. Mech. – 1962. – Vol. 7. – P. 55–129. DOI: 10.1016/S0065-2156(08)70121-2

35. Баранникова, С.А. Кинетика развития фронтов пластического течения на границе раздела металлов / С.А. Баранникова, Ю.В. Ли // Изв. вузов. Физ. – 2020. – Vol. 63, № 5. – P. 19–24. DOI: 10.17223/00213411/63/5/19

36. Hähner, P. Theory of solitary plastic waves / P. Hähner // Appl. Phys. – 1994. – Vol. A58, no. 1. – P. 41–58.

37. The Portevin – Le Châtelier effect in a metastable austenitic stainless steel / A. Müller, C. Segel, M. Linderov, A. Vinogradov, A. Weidner, H. Biermann // Metall. Mater. Trans. A. – 2016. – Vol. 47. – P. 59–74. DOI: 10.1007/s11661-015-2953-x

## References

1. Pelleg J. Mechanical Properties of Materials. Dordrecht: Springer, 2013, 634 p.

2. Zasukha P.F., Korshchikov V.D., Bukhvalov O.B., Ershov A.A. Bimetallicheskii prokat [Bimetallic Rolling]. Moscow, Metallurgiya, 1971, 264 p.

3. Khodadad Motarjemi A., Koçak M., Ventzke V. Mechanical and fracture characterization of a bi-material steel plate, *International Journal of Pressure Vessels and Piping,* 2002, vol. 79, no. 3, pp. 181–191. DOI: 10.1016/S0308-0161(02)00012-1

4. Gao X., Jiang Z., Wei D., Jiao S., Chen D., Xu J., Zhang X., Gong D. Effects of temperature and strain rate on microstructure and mechanical properties of high chromium cast iron/low carbon steel bimetal prepared by hot diffusion-compression bonding, *Materials and Design*, 2014, vol. 63, pp. 650–657. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.06.067

5. Xiao X.F., Ye S.P., Yin W.X., Xue Q. HCWCI/Carbon steel bimetal liner by liquid-liquid compound lost foam casting, *Journal of Iron and Steel Research*, 2012, vol. 19, pp. 13–19. DOI: 10.1016/S1006-706X(12)60145-9

6. Li Y., Gong M., Wang K., Li P., Yang X., Tong W. Diffusion behavior and mechanical properties of high chromium cast iron/low carbon steel bimetal, *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 718, pp. 260-266. DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.111

7. Li Z., Lin Y.C., Zhang L., Jiang F., Jiang Z., Jiao S. Investigation of compact tensile and fracture mechanical properties of a duplex stainless steel bimetal composite with the interfacial zone, *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 19, pp. 809-820. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.085

8. Li Z., Zhao J., Jiang F., Liang X., Zhang Q., Yuan X., Jiao S., Jiang Z. Interfacial characteristics and mechanical properties of duplex stainless steel bimetal composite by heat treatment, *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 787, pp. 139513:1-24. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139513

9. E J.C., Huang J.Y., Bie B.X., Sun T., Fezzaa K., Xiao X.H., Sunn W., Luo S.N. Deformation and fracture of explosion-welded Ti/Al plates: A synchrotron-based study, *Materials Science and Engineering A*, 2016, vol. 674, pp. 308-317. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.125.

10. Broek D. Elementary Engineering Fracture Mechanics. Dordrecht, Marinus Nijhoff Publishers, 1986, 501 p. DOI: 10.1007/978-94-009-4333-9

11. Wu H.-C. Continuum Mechanics and Plasticity. New York, Chapmen and Hall/CRC, 2005, 704 p. DOI: 10.1201/9780203491997

12. Asaro R.J., Lubarda V.A. Mechanics of Solid Materials. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 860 p.

13. Argon A. Strengthening Mechanism of Crystal Plasticity. Oxford, University Press, 2008. 404 p.

14. Rizov V. Fracture in Composites – An Overview (Part I), *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2012, vol. 42, pp. 3-42. DOI: 10.2478/v10254-012-0006-z

15. Aifantis E.C. Gradient Material Mechanics: Perspectives and Prospects, Acta Mechanica, 2014, vol. 225, pp. 999-1012.

16. Borg U. Strain gradient crystal plasticity effects on flow localization, *International Journal of Plasticity*, 2007, vol. 23, pp. 1400–1416.

17. Zaiser M. Scale invariance in plastic flow of crystalline solids, *Advances in Physics*, 2006, vol. 5, pp. 185–245. DOI: 10.1080/00018730600583514

18. Vildeman V.E., Lomakin E.V. and Tretiakova T.V. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel, *Mechanics of Solids, 2015*, vol. 50, no. 4, pp. 412-420.

19. Plechov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: structure and thermodynamic features. *Technical Physics*, 2009, vol. 7, no. 8, pp. 56–61.

20. Tretyakova T., Wildemann V. Study of spatial-time inhomogeneity of inelastic deformation and failure in bodies with concentrators by using the digital image correlation and infrared analysis. *Procedia Structural Integrity*, 2017, vol. 5, pp. 318-324.

21. Lebyodkin M.A., Zhemchuzhnikova D.A., Lebedkina T.A., Aifantis E.C. Kinematics of formation and cessation of type B deformation bands during the Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Mg alloy, *Results in Physics,* 2019, vol. 12, pp. 867-869.

22. Shibkov A.A., Gasanov M.F., Zheltov M.A., Zolotov A.E., Ivolgin V.I. Intermittent plasticity associated with the spatio-temporal dynamics of deformation bands during creep tests in an Al-Mg polycrystal. *International Journal of Plasticity*, 2016, vol. 8, pp. 37-55.

23. Dierke H., Fischer, M. Tutsch, R., Casarotto L. Optical Extensometer for Tracking Propagations Deformation Bands [Optisches extensometer zur verfolgung propagierender verformungsbänder], *Technisches Messen*, 2011, vol. 78, pp. 211–17. DOI: 10.1524/teme.2011.0106

24. Zuev L.B., Barannikova S.A. Avtovolnovaya mehanika plastichnosti metallov [Autowave mechanics of metal plasticity]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2019, no.1, pp. 49-63.

25. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave Physics of Material Plasticity. *Crystals*, 2019, vol. *9, no. 9*, pp. 458-488.

26. Zuev L.B., Barannikova S.A. Quasi-particle approach to the autowave physics of metal plasticity, *Metals*, 2020, vol. 10, pp. 1-15.

27. Zuev L.B., Khon Y.A. Plastic Flow as Spatiotemporal Structure Formation. Part I. Qualitative and Quantitative Patterns, *Physical Mesomechanics,* 2022, vol. 25, no. 2, pp. 103 – 110.

28. Kwiecień M., Kopyściański M., Błoniarz R., Muszka K., Majta J. Influence of deformation conditions on the inhomogeneity of plastic flow of structurally graded bimetal systems, *Procedia Manufacturing*, 2018, vol. 15, pp. 1649–1655. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.07.272

29. Barannikova S., Zuev L., Li Y. Plastic flow heterogeneity and failure of bimetal material, *International Journal of GEOMATE*, 2018, vol. 14, pp. 112-117. DOI:10.21660/2018.43.3578

30. Shin H.C., Ha T.K., Chang Y.W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 45, no. 7, pp. 823–829.

31. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical and Materials Transactions A,* 1975, vol. 6. No. 4, pp. 791–795.

32. Barannikova S.A., Nikonova A.M., Kolosov S.V. Deformacionnoe povedenie austenitnoj nerzhavejushej stali v interval temperature 143 K < T < 420 K [Studying Deformation Behaviors in Austenitic Stainless Steels within a Temperature Range of 143 K < T < 420 K], *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2021, no. 1, pp. 22-30.

33. Srinivasan N., Raghu N., Venkatraman B. Study on Lüders deformation in welded mild steel using infrared thermography and digital image correlation, *Advanced Materials Research,* 2012, vol. 585, pp. 82-86. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.585.82

34. Barenblatt G.I. The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture. Advances in Applied Mechanics, 1962, vol. 7, pp. 55–129. DOI: 10.1016/S0065-2156(08)70121-2

35. Barannikova, S.A., Li, Y.V. Development Kinetics of the Plastic Wave Front at the Metal Interface, *Russian Physics Journal*, 2020, vol. 63, pp. 731–737 (2020). DOI: 10.1007/s11182-020-02091-7

36. Hähner P. Theory of solitary plastic waves. *Applied Physics*, 1994, vol. A58, no. 1, pp. 41-58.

37. Müller A., Segel C., Linderov M., Vinogradov A., Weidner A. Biermann H. The Portevin–Le Châtelier Effect in a Metastable Austenitic Stainless Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, vol. 47, pp. 59–74. DOI: 10.1007/s11661-015-2953-x

**Финансирование.** Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0011.

**Конфликт интересов.** Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

**Вклад авторов равноценен.**

**Financing.** The study was carried out within the frames of the Governmental Assignment for ISPMS SB RAS, project No. FWRW-2021-0011.

**Conflict of interest.** The authors declare no conflict of interest.

**The contribution of the authors is equivalent.**