

---

**СЕКЦИЯ 4****СВОЙСТВА ВЕЩЕСТВ ПРИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ ПРОЦЕССАХ****SECTION 4****PROPERTIES OF MATTER AT HIGH-INTENSITY PROCESSES**

---

**СОДЕРЖАНИЕ****Электронные структуры и физические свойства гидрида урана при ударном сжатии**

*Ц. Цуй, Ц. Фу, Х. Чжэн, М. Чжэн, Д. Ли, Ю. Ян\**

Лаборатория вычислительной физики, Институт прикладной физики и вычислительной математики, Пекин, КНР

**Electronic Structures and Physical Properties of Uranium Hydride under Shock Compression**

*J. Cui, Z. Fu, H. Zheng, M. Zheng, D. Li, and Y. Yang\**

LCP, Institute of Applied Physics and Computational Mathematics, Beijing, China

**Влияние высокоскоростной деформации и термической обработки на структуру и свойства низколегированных сплавов меди**

*Д. Н. Абдуллина<sup>1</sup>, И. В. Хомская<sup>1</sup>, В. И. Зельдович<sup>1</sup>, Е. В. Шорохов<sup>2</sup>, А. Э. Хейфец<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

**The effect of high strain-rate deformation and heat treatment on the structure and properties of low-alloy copper alloys**

*D. N. Abdullina<sup>1</sup>, I. V. Khomskaya<sup>1</sup>, V. I. Zel'dovich<sup>1</sup>, E. V. Shorokhov<sup>2</sup>, A. E. Kheifets<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

**Полуэмпирическое широкодиапазонное уравнение состояния меди в форме модели РОСА-МФИ**

*И. Н. Арапов, А. А. Каякин, А. С. Данилов, Д. Г. Гордеев, Л. Ф. Гударенко*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

**Semiempirical Wide-Range Equation of State for Copper in the Form of the ROSA-MFI Model**

*I. N. Arapov, A. A. Kayakin, A. S. Danilov, D. G. Gordeev, L. F. Gudarenko*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics", Sarov, Russia

**Исследование влияния облучения высокоэнергетическими электронами на свойства бинарных топологических изоляторов с разным типом проводимости**

*Д. В. Беляев<sup>1</sup>, М. Н. Сарычев<sup>2</sup>, В. И. Иванов<sup>2</sup>, К. А. Кох<sup>3</sup>, О. Е. Терещенко<sup>4</sup>, Т. В. Кузнецова<sup>1, 2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Институт геологии и минералогии имени В. С. Соболева СО РАН, Новосибирск, Россия

<sup>4</sup>Институт физики полупроводников имени А. В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

## Investigation of the influence of irradiation with high-energy electrons on the properties of binary topological insulators with different types of conductivity

*D. V. Belyaev<sup>1</sup>, M. N. Sarychev<sup>2</sup>, V. Y. Ivanov<sup>2</sup>, K. A. Kokh<sup>3</sup>, O. E. Tereshchenko<sup>4</sup>, T. V. Kuznetsova<sup>1, 2</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Miheev Institute of Metal Physics of UB RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

<sup>3</sup>V. S. Sobolev Institute of Geology and Mineralogy of SB RAS, Novosibirsk, Russia

<sup>4</sup>Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of SB RAS, Novosibirsk, Russia

## Уравнение состояния жидкой фазы тантала при высоких давлениях и температурах

*К. А. Боярских<sup>1, 2, 3</sup>, К. В. Хищенко<sup>1, 2, 3, 4</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>4</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

## Equation of state of the liquid phase of tantalum at high pressures and temperatures

*K. A. Boyarskikh<sup>1, 2, 3</sup>, K. V. Khishchenko<sup>1, 2, 3, 4</sup>*

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

<sup>4</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

## Структурные исследования и реология схождения алюминиевых оболочек

*И. Г. Бродова<sup>1</sup>, В. В. Астафьев<sup>1</sup>, И. Г. Ширинкина<sup>1</sup>, С. В. Балушкин<sup>2</sup>, Г. В. Куликов<sup>2</sup>, А. Ю. Симонов<sup>2</sup>, В. И. Беляков<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## The structural studies and the rheology of the convergence of aluminum shells

*I. G. Brodova<sup>1</sup>, V. V. Astaf'ev<sup>1</sup>, I. G. Shirinkina<sup>1</sup>, S. V. Balushkin<sup>2</sup>, G. V. Kuliakov<sup>2</sup>, A. U. Simonov<sup>2</sup>, V. I. Beliakov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## Динамическое разрушение титана: молекулярно-динамическое исследование и микромеханическая модель

*Д. С. Воронин<sup>1</sup>, А. Е. Майер<sup>2</sup>*

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

## Dynamic fracture of titanium: Molecular dynamics study and micromechanical model

*D. S. Voronin<sup>1</sup>, A. E. Mayer<sup>2</sup>*

Chelyabinsk State University, Chelyabinsk, Russia

## Регистрация откольных явлений в медном лайнере, метаемом при взрыве бризантного взрывчатого вещества на основе октогена

*И. Г. Галиуллин, А. Ю. Гармашев, Е. Б. Смирнов, А. В. Сарафанников, Д. П. Кучко, К. М. Просвирнин, Д. Г. Панкратов, К. М. Еганов, А. В. Воробьев, А. С. Гремитских*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## Spallation recording in copper liner driven by HMX-based explosive

*I. G. Galiullin, A. Yu. Garmashev, E. B. Smirnov, A. V. Sarafannikov, D. P. Kuchko, K. M. Prosvirnin, D. G. Pankratov, K. V. Eganov, A. V. Vorobiev, A. S. Gremitskikh*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## **Исследование теплофизических свойств железа на основе *ab initio* расчетов и эксперимента по импульсному нагреву**

*И. С. Гальцов, М. А. Парамонов, В. Б. Фокин, Д. В. Минаков, А. В. Дороватовский, М. А. Шейндлин*

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия  
Московский физико-технический институт, Москва, Россия

## **Thermophysical properties of iron from *ab initio* calculations and pulse heating experiment**

*I. S. Galtsov, M. A. Paramonov, V. B. Fokin, D. V. Minakov, A. V. Dorovatovskiy, M. A. Sheindlin*

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences  
Moscow Institute of Physics and Technology

## **Генерация дефектов при ударном сжатии металла**

*С. Д. Гилев*

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия

## **Generation of Defects in Shock Compression of Metal**

*S. D. Gilev*

Lavrentyev Institute of Hydrodynamics, Siberian Division of RAS, Novosibirsk, Russia

## **Модель фазовых переходов в Al-Cu сплавах**

*Н. А. Грачёва, Е. В. Фомин, А. Е. Майер*

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

## **Model of phase transitions in Al-Cu alloys**

*N. A. Grachyova, E. V. Fomin, A. E. Meyer*

Chelyabinsk State University, Chelyabinsk, Russia

## **Особенности ударного сжатия наноразмерного никеля**

*А. Ю. Долгобородов<sup>1,2</sup>, Т. А. Ростиллов<sup>1</sup>, С. Ю. Ананьев<sup>1</sup>, В. С. Зиборов<sup>1</sup>, В. В. Якушев<sup>3</sup>, М. Л. Кусков<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н. Семенова РАН, Москва, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

## **Features of shock compression of nanosized nickel**

*A. Yu. Dolgoborodov<sup>1,2</sup>, T. A. Rostilov<sup>1</sup>, S. Yu. Ananov<sup>1</sup>, V. S. Ziborov<sup>1</sup>, V. V. Yakushev<sup>3</sup>, M. L. Kuskov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>N. Semenov Federal Research Center for Chemical Physics RAS, Moscow, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

## **Вакуумплотная слабо проводящая керамика на основе алюминатов бария**

*Б. П. Толочко, Л. К. Бердникова, А. А. Жданок, З. А. Коротаева, М. А. Михайленко*

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

## **Vacuum tight and low-conductive ceramics based on barium aluminates**

*B. P. Tolochko, L. K. Berdnikova, A. A. Zhdanok, Z. A. Korotaeva, M. A. Mikhailenko*

Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia

## **Микроструктуры деформации кристаллов циркона (ZrSiO<sub>4</sub>) при ударном давлении 20, 40 и 60 ГПа**

*Д. А. Замятин<sup>1,2</sup>, Е. И. Ковалева<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Институт геологии и геохимии им. А. Н. Заварицкого УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Уральский Федеральный Университет им. Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>University of the Western Cape, Bellville, ЮАР

## **Deformation microstructures in zircon ( $ZrSiO_4$ ) crystals resulting from shock pressures of 20, 40, and 60 GPa**

*D. A. Zamyatin<sup>1,2</sup>, E. I. Kovaleva<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Zavaritsky Institute of Geology and Geochemistry Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

<sup>3</sup>University of the Western Cape, Bellville, South Africa

## **Методика термогравиметрического анализа композиционных материалов**

*А. Э. Запонов*

Военная академия Ракетных войск стратегического назначения имени Петра Великого, Балашиха, Россия

## **Method of composite material's thermogravimetric analysis**

*A. E. Zaponov*

The Military Academy of Strategic Rocket Troops after Peter the Great, Balashiha, Russia

## **Структура и свойства аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного плавления**

*В. И. Зельдович<sup>1</sup>, И. В. Хомская<sup>1</sup>, Н. Ю. Фролова<sup>1</sup>, А. Э. Хейфец<sup>1</sup>, Д. Н. Абдуллина<sup>1</sup>,  
Е. А. Петухов<sup>2</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>2</sup>, Е. В. Шорохов<sup>2</sup>, А. И. Клёнов<sup>2</sup>, А. А. Пильщиков<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## **Structure and properties of austenitic stainless steel prepared by selective laser melting**

*V. I. Zel'dovich<sup>1</sup>, I. V. Khomskaya<sup>1</sup>, N. Yu. Frolova<sup>1</sup>, A. E. Kheifets<sup>1</sup>, D. N. Abdullina<sup>1</sup>,  
E. A. Petukhov<sup>2</sup>, E. B. Smirnov<sup>2</sup>, E. V. Shorokhov<sup>2</sup>, A. I. Klenov<sup>2</sup>, A. A. Pil'shchikov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## **Исследование дефектной структуры в образцах никелевого жаропрочного сплава, полученного с помощью лазерного 3D принтера**

*Д. И. Давыдов<sup>1</sup>, А. А. Пильщиков<sup>2</sup>, Н. И. Виноградова<sup>1</sup>, Н. В. Казанцева<sup>1</sup>, Е. В. Ежов<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Снежинский физико-технический институт – филиал федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Снежинск, Россия

## **Investigation of the defective structure in samples of a nickel heat-resistant alloy manufactured with a laser 3d printer**

*D. I. Davydov<sup>1</sup>, A. A. Pilshchikov<sup>2</sup>, N. I. Vinogradova<sup>1</sup>, N. V. Kazantseva<sup>1</sup>, E. V. Ezhov<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Snezhinsky Institute of Physics and Technology – branch of the Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Professional Education "National Research Nuclear University "MEPHI", Snezhinsk, Russia

## **Способы увеличения максимальной базы регистрации методом лазерного дальномера**

*С. А. Финюшин, А. В. Фёдоров, Е. А. Чудаков, И. В. Шмелев, Д. А. Калашников,  
Е. А. Разумков, А. М. Тарасов, Т. О. Складнева*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

## **Methods for increasing the maximum registration base by the laser rangefinder method**

*S. A. Finyushin, A. V. Fedorov, E. A. Chudakov, I. V. Shmelev, D. A. Kalashnikov, E. A. Razumkov,  
A. M. Tarasov, T. O. Sklyadneva*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics", Sarov, Russia

**Уравнения состояния минералов и горных пород**

*А. А. Каякин, В. Г. Куделькин, И. Н. Арапов, Д. Г. Гордеев, Л. Ф. Гударенко, В. А. Карепов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики»,  
Саров, Россия

**Equations of state of minerals and earth materials**

*A. A. Kayakin, V. G. Kudelkin, I. N. Arapov, D. G. Gordeev, L. F. Gudarenko, V. A. Karepov*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics", Sarov, Russia

**Структура и динамические свойства алюминиевого сплава АК6, синтезированного селективным лазерным плавлением**

*А. И. Клёнов<sup>1</sup>, А. Н. Петрова<sup>2</sup>, И. Г. Бродова<sup>2</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>1</sup>, А. Ю. Гармашев<sup>1</sup>, Д. П. Кучко<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика  
Е. И. Забабахина, Снежинск, Россия 45

<sup>2</sup>ФГБУН Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

**Structure and dynamic properties of selective laser melting aluminum AK6 alloy**

*A. I. Klenov<sup>1</sup>, A. N. Petrova<sup>2</sup>, I. G. Brodova<sup>2</sup>, E. B. Smirnov<sup>1</sup>, A. Yu. Garmashev<sup>1</sup>, D. P. Kuchko<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics",  
Snezhinsk, Russia

<sup>2</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

**Методы повышения динамического диапазона хронографических электронно-оптических регистраторов**

*П. И. Коновалов, А. Ю. Соколов, Р. И. Нуртдинов, А. С. Долотов, Д. В. Никишин,  
Д. И. Сметанкин, М. П. Викулин, А. В. Щербаков, В. В. Муханов, И. А. Ефимов*

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н. Л. Духова», Москва, Россия

**Methods for increasing the streak camera dynamic range**

*P. I. Konovalov, A. Yu. Sokolov, R. I. Nurtdinov, A. S. Dolotov, D. V. Nikishin, D. I. Smetankin,  
M. P. Vikulin, A. V. Shcherbakov, V. V. Mukhanov, I. A. Efimov*

Dukhov Automatics Research Institute (VNIIA), Federal State Unitary Enterprise, Moscow, Russia

**Реакционная способность порошка АСД-6, модифицированного гидрогелем V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>**

*В. Г. Шевченко, В. Н. Красильников, А. В. Конюкова, Д. А. Еселевич*

Институт химии твердого тела УРО РАН, Екатеринбург, Россия

**The reactivity of ASD-6 powder modified by V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> hydrogel**

*V. G. Shevchenko, V. N. Krasilnikov, A. V. Konyukova, D. A. Eselevich*

Institute of Solid State Chemistry UB RAS, Ekaterinburg, Russia

**О точности определения величины откольной прочности по данным измерений на контактной поверхности**

*А. В. Красильников, В. Н. Ногин, А. А. Дегтярев, Д. Т. Юсупов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики  
имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

**Accuracy of spall strength determination from measurements on the contact surface**

*A. V. Krasilnikov, V. N. Nogin, A. A. Degtayrov, D. T. Yusupov*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics",  
Snezhinsk, Russia

**Модифицирование технических марок алюминия**

*Б. П. Толочко, В. А. Кузнецов, А. А. Жданок, З. А. Коротаева, М. А. Михайленко, Л. К. Бердникова*

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

**Modification of technical aluminum grades**

*B. P. Tolochko, V. A. Kuznetsov, A. A. Zhdanok, Z. A. Korotaeva, M. A. Mikhailenko, L. K. Berdnikova*

Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia

**Определяющие соотношения для описания поведения металлов и сплавов в широком диапазоне скорости деформации: от квазистатического до ударно-волнового нагружения**

*Д. Р. Ледон, О. Б. Наймарк*

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

**Constitutive relations for describing the behavior of metals and alloys in a wide range of strain rate: from quasi-static to shock-wave loading**

*D. R. Ledon, O. B. Naimark*

Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russia

**Влияние облучения электронами с энергией 10 МэВ на оптические свойства монокристаллов  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$** 

*А. Д. Лобанов<sup>1, \*</sup>, М. А. Сулимов<sup>1</sup>, Д. И. Радзивончик<sup>1</sup>, М. Н. Сарычев<sup>2</sup>, В. Ю. Иванов<sup>2</sup>, Т. В. Кузнецова<sup>1, 2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

**Effect of 10-MeV electron irradiation on the optical properties of bulk  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  crystals**

*A. D. Lobanov<sup>1, \*</sup>, M. A. Sulimov<sup>1</sup>, M. N. Sarychev<sup>2</sup>, D. I. Radzivonchik<sup>1</sup>, V. Yu. Ivanov<sup>2</sup>, T. V. Kuznetsova<sup>1, 2</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics UB RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

**Численное моделирование термодинамических параметров германия при высокоэнергетическом воздействии**

*К. К. Маевский*

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия

Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

**Numerical simulation of thermodynamic parameters of germanium under high-energy loading**

*K. K. Maevskii*

Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Novosibirsk, Russia

Novosibirsk State University, Novosibirsk, Russia

**Кривые плавления циркония и гафния на основе первопринципного моделирования и эксперимента по импульсному нагреву**

*Д. В. Минаков, М. А. Парамонов, А. В. Дороватовский, В. Б. Фокин,*

*П. Р. Левашов, М. А. Шейндлин*

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

**Melting curves of Hf and Zr from first-principles simulation and pulse heating experiment**

*D. V. Minakov, M. A. Paramonov, A. V. Dorovatovskiy, V. B. Fokin, P. R. Levashov, M. A. Sheindlin*

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

**Исследование автомодельных закономерностей поведения конденсированных сред с дефектами при интенсивных воздействиях**

*О. Б. Наймарк*

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

## Study of self-similar behavior of condensed matter with defects under intense loading

*O. B. Naimark*

Institute of Continuos Media Mechanics UB RAS, Perm, Russia

## Расчет показателя преломления монокристаллов LiF и $Gd_3Ga_5O_{12}$ в диапазоне давлений до 200 ГПа

*Е. И. Несмиянов<sup>1</sup>, А. В. Красильников<sup>2</sup>, Я. Е. Стариков<sup>1</sup>, Е. С. Шестаковская<sup>1</sup>, А. Я. Лейви<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## Calculation of refractive indices for LiF and $Gd_3Ga_5O_{12}$ single crystals under pressures up to 200 GPa

*E. I. Nesmiyanov<sup>1</sup>, A. V. Krasilnikov<sup>2</sup>, Y. E. Starikov<sup>1</sup>, E. S. Shestakovskaya<sup>1</sup>, A. Y. Leyve<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>South-Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia

<sup>2</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## Релаксация упругого предвестника высокомодульной керамики при ударно-волновом нагружении

*А. Ю. Николаев, А. А. Дегтярев, Д. Ю. Кадочников, А. К. Музыря, Н. П. Оглезнева, Ф. И. Тарасов, Д. Т. Юсупов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## Elastic precursor release in high-modulus ceramics under shock-wave loading

*A. Yu. Nikolaev, A. A. Degtyarev, D. Yu. Kadochnikov, A. K. Muzyrya, N. P. Oglezneva, F. I. Tarasov, D. T. Yusupov*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## Сравнение кривых холодного сжатия, полученных по моделям среднего атома и из первопринципных расчетов

*Н. А. Смирнов, А. А. Овечкин, П. А. Лобода*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## Cold compression curves from *ab initio* calculations and average-atom models

*N. A. Smirnov, A. A. Ovechkin, P. A. Loboda*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## Разработка параметрических межатомных потенциалов на основе нейронных сетей для AL структур

*Б. А. Панченко, А. Е. Майер*

Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия

## Development of parametric interatomic potentials based on neural networks for AL structures

*B. A. Panchenko, A. E. Mayer*

Chelyabinsk State University, Chelyabinsk, Russia

## Системы диагностики сильноточного электронного пучка

*А. Р. Ахметов<sup>1</sup>, И. А. Журавлев<sup>1</sup>, П. А. Колесников<sup>1</sup>, О. И. Мешков<sup>2</sup>, И. В. Пензин<sup>1</sup>, А. В. Петренко<sup>2</sup>, Р. В. Протас<sup>1</sup>, С. Д. Хренков<sup>1</sup>, Д. Н. Шепелев<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

<sup>2</sup>Институт ядерной физики им. Г. И. Будкера СО РАН, Новосибирск, Россия

**Diagnostics systems for high-current electron beam**

*A. R. Akhmetov<sup>1</sup>, I. A. Zhuravlev<sup>1</sup>, P. A. Kolesnikov<sup>1</sup>, O. I. Meshkov<sup>2</sup>, I. V. Penzin<sup>1</sup>, A. V. Petrenko<sup>2</sup>, R. V. Protas<sup>1</sup>, S. D. Khrenkov<sup>1</sup>, D. N. Shepelev<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

<sup>2</sup>Budker Institute of Nuclear Physics, SB RAS, Novosibirsk, Russia

**Влияние графена на динамические свойства алюмоматричных композитов**

*И. Г. Бродова<sup>1</sup>, С. В. Разоренов<sup>2</sup>, А. Н. Петрова<sup>1</sup>, И. Г. Ширинкина<sup>1</sup>, Е. В. Шорохов<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>3</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

**Influence of graphene on dynamic properties of aluminum matrix composites**

*I. G. Brodova<sup>1</sup>, S. V. Razorenov<sup>2</sup>, A. N. Petrova<sup>1</sup>, I. G. Shirinkina<sup>1</sup>, E. V. Shorokhov<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry, Chernogolovka, Russian

<sup>3</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

**Об удвоении скорости при выходе ударной волны на свободную поверхность**

*А. В. Петровцев*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

**Particle velocity doubling after shock arrival to the free surface**

*А. В. Petrovtsev*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

**Структурные превращения и механические свойства вольфрама при интенсивных деформациях под высоким давлением и различных температурах**

*В. П. Пилюгин<sup>1,3</sup>, Д. В. Зайцев<sup>2</sup>, А. А. Куклина<sup>2</sup>, Г. П. Панфилов<sup>2</sup>, П. Е. Панфилов<sup>3</sup>, А. М. Пацелов<sup>1</sup>, К. А. Постовалова<sup>1</sup>, Д. И. Мелкозеров<sup>1,3</sup>, Ю. В. Соловьева<sup>4</sup>, Д. А. Сосян<sup>1,3</sup>, Т. П. Толмачев<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Институт естественных наук и математики УрФУ, Екатеринбург, Россия

<sup>4</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

**Structural transformations and mechanical properties of tungsten under intense deformations under high pressure and different temperatures**

*V. P. Pilyugin<sup>1,3</sup>, D. V. Zaytsev<sup>2</sup>, A. A. Kuklina<sup>2</sup>, G. P. Panfilov<sup>2</sup>, P. E. Panfilov<sup>2</sup>, A. M. Patselov<sup>1</sup>, K. A. Postovalova<sup>1</sup>, D. I. Melkozerov<sup>1,3</sup>, Yu. V. Solov'eva<sup>4</sup>, D. A. Sosyan<sup>1,3</sup>, T. P. Tolmachev<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural State Mining University, Ekaterinburg, Russia

<sup>3</sup>Institute of Natural Sciences and Mathematics of Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

<sup>4</sup>Tomsk State University of Architecture and Civil Engineering, Tomsk, Russia

**Теплоноситель для микроканальных устройств с локальным импульсным тепловыделением**

*И. И. Поволоцкий, Д. В. Волосников, А. А. Игольников, П. В. Скрипов*

Институт теплофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

**Heat carrier for microchannel devices with local pulsed heat generation**

*I. I. Povolotskiy, D. V. Volosnikov, A. A. Igonnikov, P. V. Skripov*

ITP UB RAS, Ekaterinburg, Russia



### **Эволюция структуры хромогафниевого бронзы при высокоскоростной динамической деформации и кручении под высоким давлением**

*V. V. Popov<sup>1</sup>, E. N. Popova<sup>1</sup>, R. M. Falahutdinov<sup>1</sup>, G. V. Gaan<sup>2</sup>, E. V. Shorokhov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

### **Evolution of the structure of chromium-hafnium bronze under high-speed dynamic deformation and high-pressure torsion**

*V. V. Popov<sup>1</sup>, E. N. Popova<sup>1</sup>, R. M. Falahutdinov<sup>1</sup>, G. V. Gaan<sup>2</sup>, E. V. Shorokhov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Miheev Institute of Metal Physics, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

### **Исследование влияния обработки ускоренными электронами на изменение физических свойств полиэтилентерефталата, применяемого для изделий медицинского назначения**

*I. S. Kamantsev, E. A. Putilova, V. P. Shveikin, I. G. Margamov*

ФГБУН Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург, Россия

### **Study of the effect of treatment with accelerated electrons on the changes in physical properties of polyethylene terephthalate used for medical products**

*I. S. Kamantsev, E. A. Putilova, V. P. Shveikin, I. G. Margamov*

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

### **Динамические свойства алюминиевого сплава АЛТЭК**

*Д. Ю. Распосиенко<sup>1</sup>, А. Н. Петрова<sup>1</sup>, Г. В. Гаркушин<sup>2</sup>, А. С. Савиных<sup>2</sup>, С. В. Разоренов<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

### **Dynamic properties of the ALTEK aluminum alloy**

*D. Y. Rassiyenko<sup>1</sup>, A. N. Petrova<sup>1</sup>, G. V. Garkushin<sup>2</sup>, A. S. Saviny<sup>2</sup>, S. V. Razenov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

### **Модифицированный тест Тейлора с профилированными медными цилиндрами: эксперимент, микроструктурный анализ и 3D SPH моделирование с оптимизацией модели дислокационной пластичности**

*E. S. Rodionov, V. V. Pogorelko, V. G. Lupanov, P. N. Mayer, A. E. Mayer*

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

### **Modified Taylor test with profiled copper cylinders: experiment, microstructural analysis and 3D SPH modeling with optimization of the dislocation plasticity model**

*E. S. Rodionov, V. V. Pogorelko, V. G. Lupanov, P. N. Mayer, A. E. Mayer*

Chelyabinsk state university, Chelyabinsk, Russia

### **Физические свойства тугоплавких карбидов (энтальпия, теплоемкость $C_p$ , теплота плавления и электросопротивление) – до 5000 К; и углерода, – до 8000 К (включая теплоемкость $C_V$ )**

*А. И. Савватимский<sup>1,2</sup>, С. В. Онуфриев<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Физический институт им. П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

## **Physical properties of refractory carbides (enthalpy, specific heat $C_p$ , melting heat, and resistivity) – up to 5000 K; and of carbon, – up to 8000 K (including specific heat $C_V$ )**

*A. I. Savvatimskiy<sup>1,2</sup>, S. V. Onufriev<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>P. N. Lebedev Physical Institute of RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Joint Institute for High Temperature of RAS, Moscow, Russia

## **Изменение динамических свойств алюминиевой бронзы после равноканального углового прессования**

*Г. Г. Савенков<sup>1</sup>, М. С. Смаковский<sup>1</sup>, В. В. Столяров<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>АО «Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

## **Changing the Dynamic Properties of Aluminum Bronze after Equal-Channel Angular Pressing**

*G. G. Savenkov<sup>1</sup>, M. S. Smakovsky<sup>1</sup>, V. V. Stolyarov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Machine Building Plant «Armalit», Saint Petersburg, Russia

<sup>2</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia

## **Модернизированный генератор гамма излучения на базе бетатрона типа БИМ**

*О. А. Шамро, Ю. П. Куропаткин, В. И. Нижегородцев, К. В. Савченко, В. Д. Селемир, В. А. Фомичёв, А. А. Чинин*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

## **Upgraded Gamma-Ray Generator Based on Ironless Pulsed Betatron**

*O. A. Shamro, Yu. P. Kuropatkin, V. I. Nizhegorodtsev, K. V. Savchenko, V. D. Selemir, V. A. Fomichev, A. A. Chinin*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics", Sarov, Russia

## **К вопросу о появлении нитевидных структур в синтактных пенах после воздействия потока релятивистских электронов**

*Д. Н. Садовничий<sup>1</sup>, Ю. М. Милехин<sup>1</sup>, К. Ю. Шереметьев<sup>1</sup>, Е. Д. Казаков<sup>2,3</sup>, М. Ю. Орлов<sup>2</sup>, М. Б. Марков<sup>3</sup>, Е. Б. Савенков<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Федеральный центр двойных технологий «Союз», Дзержинский, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр «Институт прикладной математики им. М. В. Келдыша РАН», Москва, Россия

## **To the question of formation of filamentous structures in syntactic foam under the action of a relativistic electron beam**

*D. N. Sadovnichii<sup>1</sup>, Yu. M. Milekhin<sup>1</sup>, K. Yu. Sheremet'ev<sup>1</sup>, E. D. Kazakov<sup>2,3</sup>, M. Yu. Orlov<sup>2</sup>, M. B. Markov<sup>3</sup>, E. B. Savenkov<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>FSUE «The Federal center for dual-use technologies «Soyuz», Dzerzhinskii, Russia

<sup>2</sup>National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia

<sup>3</sup>Keldysh Institute of Applied Mathematics, Russian Academy of Science, Moscow, Russia

## **Моделирование ударного сжатия сплавов вольфрам–медь при высоких давлениях и температурах**

*Н. Н. Середкин<sup>1,2,3</sup>, К. В. Хищенко<sup>1,3,4,5</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>4</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>5</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

## Modeling of shock compression of tungsten–copper alloys at high pressures and temperatures

*N. N. Seredkin<sup>1, 2, 3</sup>, K. V. Khishchenko<sup>1, 3, 4, 5</sup>*

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

<sup>4</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>5</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

## Первопринципные расчеты скоростей звука в металлах при высоких давлениях

*Н. А. Смирнов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## Sound velocities in metals under high pressures from first-principles calculations

*N. A. Smirnov*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## Локализация пластической деформации как результат эволюции дефектной структуры материалов

*М. А. Соколов<sup>1</sup>, М. Ю. Симонов<sup>2</sup>, В. В. Чудинов<sup>1</sup>, В. А. Оборин<sup>1</sup>, С. В. Уваров<sup>1</sup>, О. Б. Наймарк<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

<sup>2</sup>Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

## Plastic strain localization caused by evolution of the defect structure of materials

*M. A. Sokolov<sup>1</sup>, M. A. Simonov<sup>2</sup>, V. V. Chudinov<sup>1</sup>, V. A. Oborin<sup>1</sup>, S. V. Uvarov<sup>1</sup>, O. B. Naimark<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Institute of Continuous Media Mechanics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Perm, Russia

<sup>2</sup>Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia

## Хронографический электронно-оптический преобразователь с $A^{III}B^V$ фотокатодом на базе GaAs

*П. И. Коновалов, А. В. Сахаровский, А. Ю. Соколов, Р. И. Нуртдинов, Д. В. Никишин, М. П. Викулин, И. Г. Прянишников, А. С. Долотов, А. Б. Попугаев, А. В. Шевчик*

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н. Л. Духова», Москва, Россия

## Streak tube with gaas-based $A^{III}B^V$ photocathode

*P. I. Kononov, A. V. Sakharovsky, A. Yu. Sokolov, R. I. Nurtdinov, D. V. Nikishin, M. P. Vikulin, I. G. Pryanishnikov, A. S. Dolotov, A. B. Popugaev, A. V. Shevchik*

Dukhov Automatics Research Institute (VNIIA), Federal State Unitary Enterprise, Moscow, Russia

## Численное моделирование формирования полей напряжений в гетерогенных ВВ

*Я. Е. Стариков, А. П. Яловец*

Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

## Numerical simulation of the formation of stress fields in heterogeneous explosives

*Ya. E. Starikov, A. P. Yalovets*

South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia

## Взаимодействие пластической деформации и импульсного тока большой плотности в материалах

*В. В. Столяров*

Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

**Interaction of plastic deformation and high-density pulse current in materials***V. V. Stolyarov*

Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia

**Влияние химического и фазового состава на электропластический эффект в титановых сплавах***М. С. Смаковский<sup>1</sup>, В. В. Столяров<sup>2</sup>*<sup>1</sup>АО «Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия**Influence of chemical and phase composition on electroplastic effect in Ti-based alloys***M. S. Smakovsky<sup>1</sup>, V. V. Stolyarov<sup>2</sup>*<sup>1</sup>Machine Building Plant «Armalit» Saint Petersburg, Russia<sup>2</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia**Электропластический эффект в безоловянистой бронзе***В. В. Столяров<sup>1</sup>, Г. Г. Савенков<sup>2</sup>, М. С. Смаковский<sup>2</sup>*<sup>1</sup>Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия<sup>2</sup>АО «Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия**Electroplastic effect in tinless bronze***V. V. Stolyarov<sup>1</sup>, G. G. Savenkov<sup>2</sup>, M. S. Smakovsky<sup>2</sup>*<sup>1</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia<sup>2</sup>Machine Building Plant «Armalit» Saint Petersburg, Russia**Динамика волновых процессов сжатия и расширения в палладии при пикосекундном лазерном воздействии***И. А. Стучебрюхов<sup>1,2</sup>, С. А. Абросимов<sup>1</sup>, А. Ю. Семенов<sup>1,3</sup>, К. В. Хищенко<sup>4,3,5,6</sup>*<sup>1</sup>Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН, Москва, Россия<sup>2</sup>Физический институт имени П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия<sup>3</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия<sup>4</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия<sup>5</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черногловка, Россия<sup>6</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск**Dynamics of wave processes of compression and expansion in palladium under picosecond laser irradiation***I. A. Stuchebryukhov<sup>1,2</sup>, S. A. Abrosimov<sup>1</sup>, A. Yu. Semenov<sup>1,3</sup>, K. V. Khishchenko<sup>4,3,5,6</sup>*<sup>1</sup>Prokhorov General Physics Institute RAS, Moscow, Russia<sup>2</sup>Lebedev Physical Institute RAS, Moscow, Russia<sup>3</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia<sup>4</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia<sup>5</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia<sup>6</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia**Оптическая схема метода гетеродин-интерферометра с многократным временным уплотнением сигналов***А. М. Тарасов, Е. А. Чудаков, Д. А. Калашников, А. В. Фёдоров, А. О. Яговкин, Е. А. Разумков, А. Е. Сафронов, Л. В. Чернов, Т. О. Складнева*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

## **Optical scheme of the heterodyne interferometer method with multiple time compaction of signals**

*A. M. Tarasov, E. A. Chudakov, D. A. Kalashnikov, A. V. Fedorov, A. O. Yagovkin, E. A. Razumkov, A. E. Safronov, L. V. Chernov, T. O. Sklyadneva*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics", Sarov, Russia

## **Первопринципные расчеты проводимости и оптических свойств циркония и свинца в окрестности критической точки**

*В. Б. Фокин, Д. В. Минаков, М. А. Парамонов, П. Р. Левашов*

ФГБУН Объединенный институт высоких температур Российской академии наук, Москва, Россия

Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), Москва, Россия

## **Ab initio calculations of conductivity and optical properties of Zr and Pb in the vicinity of the critical point**

*V. B. Fokin, D. V. Minakov, M. A. Paramonov, P. R. Levashov*

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

Moscow Institute of Physics and Technology (National Research University), Moscow, Russia

## **Ударная сжимаемость пенополикарбоната и уравнение состояния этого материала при высоких плотностях энергии**

*Ф. И. Тарасов<sup>1</sup>, А. Ю. Николаев<sup>1</sup>, Р. Н. Канунников<sup>1</sup>, А. С. Лобачёв<sup>1</sup>, В. Е. Симонов<sup>1</sup>, Я. М. Горопашный<sup>1</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>1, 2</sup>, Д. В. Петров<sup>1</sup>, К. В. Хищенко<sup>2, 3, 4, 5</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

<sup>2</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

<sup>3</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>4</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>5</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

## **Shock compressibility of polycarbonate foam and the equation of state of this material at high energy densities**

*F. I. Tarasov<sup>1</sup>, A. Yu. Nikolaev<sup>1</sup>, R. N. Kanunnikov<sup>1</sup>, A. S. Lobachyov<sup>1</sup>, V. E. Simonov<sup>1</sup>, Ya. M. Goropashnyi<sup>1</sup>, E. B. Smirnov<sup>1, 2</sup>, D. V. Petrov<sup>1</sup>, K. V. Khishchenko<sup>2, 3, 4, 5</sup>*

<sup>1</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

<sup>2</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

<sup>3</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>4</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>5</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

## **Уравнение состояния рутения при высоких давлениях и температурах**

*К. В. Хищенко*

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

## **Equation of state for ruthenium at high pressures and temperatures**

*K. V. Khishchenko*

Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

## **Экспериментальное и теоретическое исследование термодинамических свойств оксида бериллия при высоких давлениях в волнах ударного сжатия**

*К. В. Хищенко<sup>1, 2, 3, 4</sup>, К. К. Крупников<sup>5</sup>, Ю. Н. Жугин<sup>5</sup>, А. Ю. Николаев<sup>5</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>5, 4</sup>, Д. В. Петров<sup>5</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>4</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

<sup>5</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## **Experimental and theoretical study of the thermodynamic properties of beryllium oxide at high pressures in shock compression waves**

*K. V. Khishchenko<sup>1, 2, 3, 4</sup>, K. K. Krupnikov<sup>5</sup>, Yu. N. Zhugin<sup>5</sup>, A. Yu. Nikolaev<sup>5</sup>, E. B. Smirnov<sup>5, 4</sup>, D. V. Petrov<sup>5</sup>*

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

<sup>4</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

<sup>5</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## **Динамические свойства меди и сплавов меди при ударно-волновом нагружении**

*И. В. Хомская<sup>1</sup>, Д. Н. Абдуллина<sup>1</sup>, С. В. Разоренов<sup>2</sup>, Е. В. Шорохов<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>3</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## **The dynamic properties of copper and copper alloys under shock-wave loading**

*I. V. Khomskaaya<sup>1</sup>, D. N. Abdullina<sup>1</sup>, S. V. Razorenov<sup>2</sup>, E. V. Shorokhov<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

<sup>3</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## **Реакционная активность бора, модифицированного пентоксидом ванадия**

*В. Г. Шевченко, В. Н. Красильников, А. В. Конюкова, Д. А. Еселевич*

Институт химии твердого тела УРО РАН, Екатеринбург, Россия

## **The reactivity of boron modified by vanadium pentoxide**

*V. G. Shevchenko, V. N. Krasilnikov, A. V. Konyukova, D. A. Eselevich*

Institute of Solid State Chemistry UB RAS, Ekaterinburg, Russia

## **Построение уравнения состояния материалов по результатам экспериментов с применением синхротронной диагностики**

*М. А. Бирюкова<sup>1, 2</sup>, Н. Л. Клиначева<sup>1</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>1, 2</sup>, Я. Е. Стариков<sup>1</sup>, Е. С. Шестаковская<sup>1</sup>, А. П. Яловец<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

## **Construction of the equation of state of materials from the results of experiments using synchrotron diagnosis**

*M. A. Biryukova<sup>1, 2</sup>, N. L. Klinacheva<sup>1</sup>, E. B. Smirnov<sup>1, 2</sup>, Ya. E. Starikov<sup>1</sup>, E. S. Shestakovskaya<sup>1</sup>, A. P. Yalovets<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia

<sup>2</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

**Особенности деформации металлических трубок под действием ударной волны подводного взрыва***Д. Т. Юсупов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

**Features of deformation of metal-pipe collapse under the shock wave generated by the underwater explosion***D. T. Yusupov*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

**Экспериментальные результаты определения остаточной энергии претерпевших взрывное обжатие металлических шаров***Д. Т. Юсупов, А. Ю. Гармашев, Д. П. Кучко, А. А. Дегтярев, А. В. Петровцев, Д. М. Шалковский*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

**Experimental results of evaluating residual energy of explosive-compacted metal spheres***D. T. Yusupov, A. Yu. Garmashev, D. P. Kuchko, A. A. Degtyaryov, A. V. Petrovtsev, D. V. Shalkovskiy*

FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

## ЭЛЕКТРОННЫЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГИДРИДА УРАНА ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ

Ц. Цуй, Ц. Фу, Х. Чжэн, М. Чжэн, Д. Ли, Ю. Ян\*

Лаборатория вычислительной физики, Институт прикладной физики и вычислительной математики,  
Пекин, КНР

\*Email: yang\_yu@iapcm.ac.cn

В работе исследуются теплофизические свойства, а также основные электронные процессы в  $\alpha$ -UH<sub>3</sub> при ударном сжатии до 200 ГПа путем моделирования методом квантовой молекулярной динамики (КМД). Основная ударная адиабата гидрида урана, полученная из уравнения состояния, сравнивается с имеющимися экспериментальными данными по другим перспективным гидридам металлов, которые используются для хранения водорода. С использованием парной корреляционной функции (ПКФ) составлена химическая картина ударно сжатого UH<sub>3</sub>, и показан процесс диссоциации при ударном сжатии. Более того, систематическое изучение электронных переносных свойств, отражательной способности в оптической области, плотности состояний и функций локализации электронов при ударном сжатии дает полное представление о структурах и свойствах ударно сжатого UH<sub>3</sub>, что способствует пониманию свойств гидридов урана для их применения при хранении водорода.

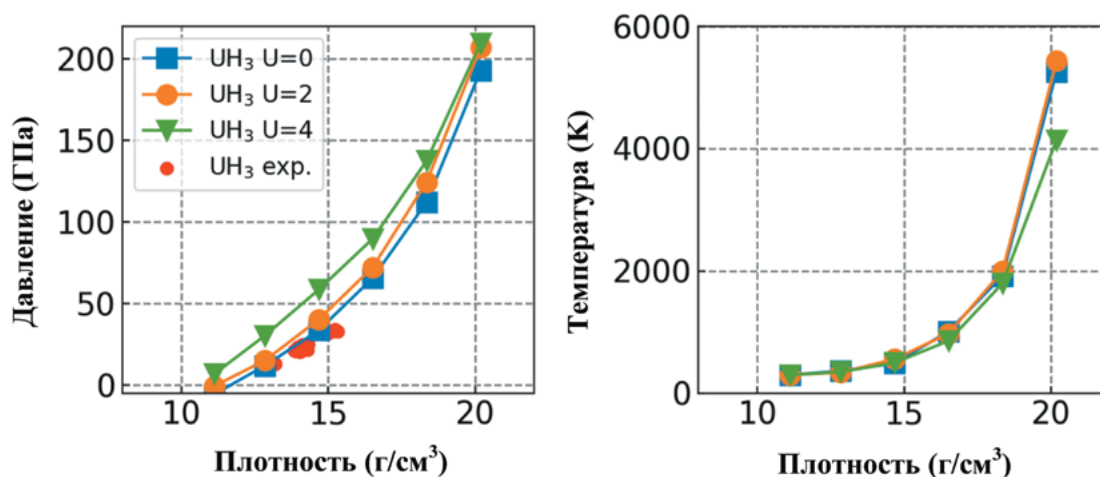


Рис. 1. Основная ударная адиабата UH<sub>3</sub>, полученная методом функциональной теории плотности + U при разных значениях  $U_{eff}$

## ELECTRONIC STRUCTURES AND PHYSICAL PROPERTIES OF URANIUM HYDRIDE UNDER SHOCK COMPRESSION

J. Cui, Z. Fu, H. Zheng, M. Zheng, D. Li, and Y. Yang\*

LCP, Institute of Applied Physics and Computational Mathematics, Beijing, China

\*Email: yang\_yu@iapcm.ac.cn

We investigate the thermophysical properties as well as underlying electronic mechanisms of  $\alpha$ -UH<sub>3</sub> under shock compression up to 200 GPa by performing quantum molecular dynamics (QMD) simulations. We obtain its principal Hugoniot derived from the equation of state (EOS) and compare that with available experimental data of other promising metal hydrides used for hydrogen storage. With respect to the pair correlation function (PCF), we depict the chemical picture of the shocked UH<sub>3</sub> and show the dissociation process under shock compression. Besides, a systematic study of electrical transport properties, optical



reflectivities, density of states and electron localization functions under shock compression provides a comprehensive insight into the structures and properties of shocked  $\text{UH}_3$ , which is expected to facilitate the understanding of uranium hydrides for their applications in hydrogen storage.

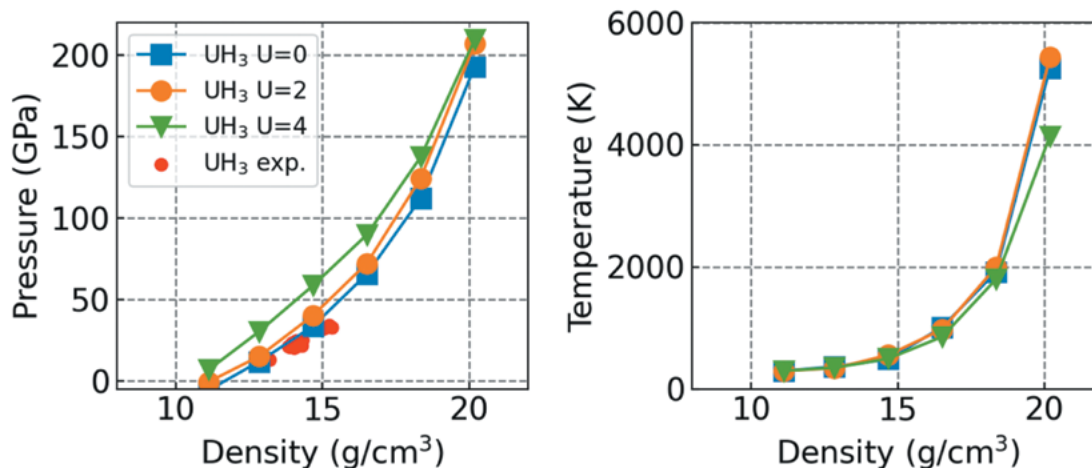


Fig. 1. Principal Hugoniot of  $\text{UH}_3$  derived from DFT+U method with different values of  $U_{eff}$

4-2

## ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ

Д. Н. Абдуллина<sup>1</sup>, И. В. Хомская<sup>1</sup>, В. И. Зельдович<sup>1</sup>, Е. В. Шорохов<sup>2</sup>, А. Э. Хейфец<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБНУ Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Исследовали влияние высокоскоростной деформации методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) и последующего отжига на микроструктуру, механические и эксплуатационные свойства дисперсионно-твердеющих сплавов Cu-Zr, Cu-Cr и Cu-Cr-Zr, легированных микродобавками Cr (0,09–0,14 мас.%) и Zr (0,03–0,08 мас.%). Метод ДКУП позволяет деформировать материалы со скоростями  $10^4$ – $10^5$  с<sup>-1</sup>, что на четыре-пять порядков больше чем при квазистатическом РКУП, без использования прессового оборудования и расхода электрической энергии. При ДКУП на структуру материала оказывают влияние высокоскоростная деформация простого сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура.

Исследовано влияние ДКУП и старения на механические свойства и электропроводность сплавов. Показано, что измельчение структуры сплавов Cu-Cr-Zr на три порядка (от 200–400 мкм до 0,2–0,4 мкм) и повышение предела прочности ( $\sigma_B$ ) и предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) в 2,6 и 3,3 раз, при сохранении удовлетворительной пластичности может быть достигнуто уже при трех-четырех проходах ДКУП. Определено, что сплавы меди с субмикроструктурной (СМК) структурой, полученной методом ДКУП, обладают повышенной по сравнению с крупнокристаллическим (КК) состоянием способностью выдерживать контактные механические нагрузки без пластического деформирования. Установлено, что повышенный уровень механических свойств исследованных сплавов, по сравнению медью, связан с дополнительным деформационным упрочнением, обусловленным распадом твердого раствора с выделением наноразмерных частиц Cr и  $\text{Cu}_5\text{Zr}$  в процессе ДКУП и последующе-

го старения. Показано, что СМК сплавы меди, термически устойчивы при нагреве до 400–600°C. Начало рекристаллизации деформированных сплавов задерживается вследствие закрепления дислокаций и субграниц наночастицами (1–5 нм)  $\text{Cu}_5\text{Zr}$ . В результате замедляется процесс образования центров рекристаллизации, требующий перестройки дислокационной структуры. Определено, что в результате обработки: ДКУП+400°C, 1 ч, можно получить СМК сплав Cu-Cr-Zr с высокой твердостью (1780 МПа), прочностью ( $\sigma_B = 542$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 464$  МПа) и электропроводностью (80% IACS) при сохранении удовлетворительной пластичности. Показано, что комбинированная обработка ДКУП+400°C+ИПД трением приводит к формированию НК структуры с размером кристаллитов 15–30 нм, что обеспечивает высокий уровень твердости и износостойкости.

Динамические свойства бинарных СМК сплавов на основе меди исследованы в условиях ударного сжатия интенсивностью 4,7–7,3 ГПа и скоростью деформации  $(0,9\text{--}3,2) \cdot 10^5 \text{ c}^{-1}$ . Регистрацию волновых процессов в образцах осуществляли с помощью Доплеровского измерителя скорости VIZAR. Показано, что ДКУП ( $n = 1\text{--}3$ ) сплавов Cu-Zr и Cu-Cr, приводящее к измельчению кристаллитов от 200–400 мкм до 0,3–1,0 мкм, увеличивает в 1,9–2,8 раза динамический предел упругости Гюгонио ( $\sigma_{HEL}$ ) и динамический предел текучести ( $Y$ ) и в 1,4 раза откольную прочность ( $\sigma_{sp}$ ), по сравнению с исходным КК состоянием. Последующие отжиги при 400–450°C приводят к дополнительному увеличению динамических свойств в 1,2–1,9 раз. Повышенный уровень механических свойств сплавов, по сравнению с медью, связан с упрочнением, обусловленным выделением наночастиц вторых фаз в процессе ДКУП и последующего отжига.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по теме «Структура» № №122021000033-2.

## THE EFFECT OF HIGH STRAIN-RATE DEFORMATION AND HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF LOW-ALLOY COPPER ALLOYS

*D. N. Abdullina<sup>1</sup>, I. V. Khomskaya<sup>1</sup>, V. I. Zel'dovich<sup>1</sup>, E. V. Shorokhov<sup>2</sup>, A. E. Kheifets<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

The effect of high strain-rate deformation by the method of dynamic channel-angular pressing (DCAP) and subsequent annealing on the microstructure, mechanical and functional properties of dispersion-hardening Cu-Zr, Cu-Cr and Cu-Cr-Zr alloys doped with microadditives Cr (0.09–0.14 wt.%) and Zr (0.03–0.08 wt.%) have been investigated. The DCAP method allows materials to be deformed at speeds of  $10^4\text{--}10^5 \text{ s}^{-1}$ , which is four to five orders of magnitude higher than with the quasi-static method of equal-channel angular pressing (ECAP), without the use of pressing equipment and electrical energy consumption. During DCAP, the structure of the material is influenced by high-strain-rate shear deformation, shock wave compression deformation and temperature.

The effect of DCAP and aging on the mechanical properties and electrical conductivity of the alloys has been investigated. It has been shown that the Cu-Cr-Zr alloy structure refinement on the order of three (from 200–400 to 0.2–0.4  $\mu\text{m}$ ), and raising the ultimate strength ( $\sigma_B$ ) and the yield stress ( $\sigma_{0,2}$ ) by 2.6 and 3.3 times, while maintaining satisfactory ductility can be achieved even by three or four DCAP passes. It has been determined that copper alloys with a submicrocrystalline (SMC) structure obtained by DCAP have increased ability to withstand mechanical contact loads without plastic deformation in comparison with coarse-crystalline (CC) state of alloys. It has been found that the increased level of mechanical properties of the studied alloys compared with copper is associated with the additional strain hardening caused by decomposition of the solid solution with the precipitation of Cr and  $\text{Cu}_5\text{Zr}$  nanoparticles during DCAP and subsequent aging. It has been shown that SMC copper alloys are thermostable when heated up to 400–600°C. The recrystallization start of deformed alloys is delayed due to the fixing of dislocations and sub-boundaries by nanoparticles (1–5 нм)  $\text{Cu}_5\text{Zr}$ . As a result, the formation of recrystallization centers, requiring changes of

the dislocation structure slows down. It has been determined that as a result of the treatment by DCAP+aging at 400°C, 1 h, it is possible to obtain a SMC Cu-Cr-Zr alloy with high hardness (1780 MPa), strength ( $\sigma_u = 542$  MPa,  $\sigma_{0.2} = 464$  MPa) and electrical conductivity (80%IACS) while maintaining a satisfactory ductility. It has been shown that the combination of the treatment by DCAP+aging at 400°C+SPD under friction of the alloy resulted in the formation of nanocrystalline structure with the grain size of 15–30 nm, which provided a high level of microhardness and wear resistance.

The dynamic properties of binary SMC copper-based alloys were investigated under shock compression with intensity 4.7–7.3 GPa and strain rate of  $(0.9–3.2) \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ . Registration of wave processes in the samples was carried out using the Doppler Velocity Sensor VISAR. It has been shown that the DCAP of the Cu-Zr and Cu-Cr alloys, which leads to the grain refinement of crystallites from 200–400 to 0.3–1.0  $\mu\text{m}$ , increases the dynamic Hugoniot elastic limit ( $\sigma_{\text{HEL}}$ ) and the dynamic yield stress ( $Y$ ) by 1.9–2.8 times and the spall strength ( $\sigma_{\text{sp}}$ ) by 1.4 times, compared to the initial coarse-crystalline state. Subsequent annealing at 400–450°C leads to an additional increase in dynamic properties by 1.2–1.9 times. The increased level of mechanical properties of the alloy, compared with copper, is associated with the additional strain hardening caused by the precipitation of nanoparticles of the second phases during DCAP and subsequent annealing.

The work was accomplished according to the State Assignment of the Ministry of Education and Science of Russia on the theme “Structure” No. 122021000033-2.

## ПОЛУЭМПИРИЧЕСКОЕ ШИРОКОДИАПАЗОННОЕ УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ МЕДИ В ФОРМЕ МОДЕЛИ РОСА-МФИ

*И. Н. Арапов, А. А. Каякин, А. С. Данилов, Д. Г. Гордеев, Л. Ф. Гударенко*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ  
экспериментальной физики», Саров, Россия

Описан вариант модификации, используемой во РФЯЦ – ВНИИЭФ полуэмпирической модели широкодиапазонного уравнения состояния РОСА-МИ [1–2]. При модификации модель РОСА-МИ, позволяющая описывать свойства веществ при фазовом переходе жидкость – пар, дополнена алгоритмами для описания термодинамических свойств при фазовом переходе твердое тело-жидкость (плавление). Название модифицированной модели – РОСА-МФИ. В алгоритмах, описывающих процесс плавления, используются локальные модели для описания свойств твердого тела и жидкости, в областях плавления и испарения вещество представляется как смесь двух фаз. Модель содержит ряд свободных параметров, значения которых определяются при разработке уравнения состояния конкретного вещества. Аналитические выражения в модели, позволяют, не используя табличную форму представления, реализовать модель в виде программного модуля для расчета термодинамических функций по входным переменным: плотность – температура, плотность – энергия, плотность – давление по всей области определения УРС.

Эффективность модели РОСА-МФИ проверена на примере разработки уравнения состояния одного из хорошо исследованных веществ – меди. На рисунках, представленных в докладе проводится сравнение расчетов по разработанному УРС с многочисленными экспериментальными данными и расчетами по другим моделям. Показано, что расчеты по разработанному УРС описывают как экспериментальные данные, так и результаты расчетов по теоретическим моделям (не учитывающих оболочечные эффекты) в области сверхвысоких давлений и температур. Показано также, что учет в модели изменения свойств вещества при плавлении позволил повысить точность описания экспериментальных данных по сравнению с ранее разработанным УРС меди в форме модели РОСА-МИ.

## Литература

1. **Гордеев, Д. Г.** Модель уравнения состояния металлов с эффективным учетом ионизации. Уравнения состояния Ta, W, Al, Be [Текст] / Д. Г. Гордеев, Л. Ф. Гударенко, А. А. Каякин, В. Г. Куделькин // Физика горения и взрыва. – 2013. – № 1. – С. 106–120.
2. **Каякин, А. А.** Уравнение состояния соединений изотопов лития с изотопами водорода [Текст] / А. А. Каякин, Л. Ф. Гударенко, Д. Г. Гордеев // Физика горения и взрыва. – 2014. – Т. 50, № 5. – С. 109–122.

## SEMIEMPIRICAL WIDE-RANGE EQUATION OF STATE FOR COPPER IN THE FORM OF THE ROSA-MFI MODEL

*I. N. Arapov, A. A. Kayakin, A. S. Danilov, D. G. Gordeev, L. F. Gudarenko*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics”, Sarov,  
Russia

The paper describes a modified version of the semiempirical model of the wide-range equation of state ROSA-MI [1–2] used at RFNC – VNIIEF. To modify the ROSA-MI model describing the material properties in the liquid-to-steam phase transformation, it was supplemented with the algorithms describing the thermodynamic properties in the solid-to-liquid phase transformation (melting). The modified model name is ROSA-MFI. The algorithms describing the melting process use local models for the description of the solid and liquid properties, the material is represented as a mixture of two phases in the melting and evaporation areas. The model has a number of free parameters, which values are determined in the EOS development for a specific material. The analytical expressions in the model allow implementing the model as a program module (not using its tabular form) for the calculation of thermodynamic functions on the base of the input variables: density- temperature, density-energy, density–pressure over the whole EOS definition domain.

The ROSA-MFI model efficiency was verified by the example of developing the equation of state for copper, which is a well-studied material. The figures in the paper show the comparison between the results calculated with the developed EOS and results of using some other models. It is demonstrated that the results obtained with the developed EOS describe both experimental data and results of computations with theoretical models (not accounting for the shell effects) in areas of ultrahigh pressures and temperatures. It is also shown that with variations in the material properties taken into account the model allows improving the accuracy of describing experimental data, as compared to the earlier developed EOS for copper in the form of the ROSA-MI model.

## References

1. **Gordeev, D. G.** A Model of Equation of State for Metals with Efficient Account for Ionization. Equations of State for Ta, W, Al, and Be [Text] / D. G. Gordeev, L. F. Gudarenko, A. A. Kayakin, V. G. Kudelkin // Fizika Goreniya i Vzryva. – 2013. – No. 1. – P. 106–120.
  2. **Kayakin, A. A.** Equation of State for Compounds of Lithium and Hydrogen Isotopes [Text] / A. A. Kayakin, L. F. Gudarenko, D. G. Gordeev // Fizika Goreniya i Vzryva. – 2014. – Vol. 50, No 5. – P. 109–122.
-

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ НА СВОЙСТВА БИНАРНЫХ ТОПОЛОГИЧЕСКИХ ИЗОЛЯТОРОВ С РАЗНЫМ ТИПОМ ПРОВОДИМОСТИ

Д. В. Беляев<sup>1</sup>, М. Н. Сарычев<sup>2</sup>, В. И. Иванов<sup>2</sup>, К. А. Кох<sup>3</sup>, О. Е. Терещенко<sup>4</sup>, Т. В. Кузнецова<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Институт геологии и минералогии имени В. С. Соболева СО РАН, Новосибирск, Россия

<sup>4</sup>Институт физики полупроводников имени А. В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Трехмерные топологические изоляторы – это новый класс материалов, который привлекает к себе огромное внимание за счет своих уникальных свойств [1–2]. Они являются узкозонными полупроводниками в объеме и имеют бесщелевые и топологически защищенные 2D поверхностные состояния. Однако, из-за дефектов решетки, возникающих в процессе синтеза, вклад в поверхностную проводимость также вносит и объемная проводимость [3], таким образом, ограничивая применение данных материалов в таких областях, как спинтроника или квантовых компьютерах.

Одними из способов устранения объемной проводимости являются химические допирование, эпитаксиальное выращивание топологических изоляторов и облучение высокоэнергетическими пучками электронов [4–5]. В частности, при облучении электронами с энергиями ~2,5 МэВ было показано, что при определенных дозах нет влияния на дираковскую дисперсию энергии при одновременном уменьшении объемной проводимости. В данной работе исследуется влияние облучения электронным пучком с энергией электронов 10 МэВ на соединения n-Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub>[6], p-Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub>[6] и Bi<sub>2</sub>Se<sub>3</sub>, являющихся топологическими изоляторами. Рамановские спектры образцов были измерены на конфокальном рамановском микроскопе Confotec® Uno от SOL Instruments, оснащенным ПЗС-детектором. Все спектры были измерены в геометрии обратного рассеяния с объективом 40×. Был использован лазер с длиной волны 532 нм. Мощность лазерного излучения была менее 1 мВт для предотвращения горения образца. Облучение проводилось на базе Физико-технологического института УрФУ на линейном ускорителе УЭЛР-10-10С. Поглощенная доза составила 100 кГр.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Спин», № 122021000036-3) при частичной поддержке РФФИ (проект № 19-29-12061).

### Литература

1. **Moore, J. E.** The birth of topological insulators [Text] // Nature. – 2010. – Vol. 464, No. 7286. – P. 194–198. DOI: 10.1038/nature08916.
2. **Qi, X. L.** Topological insulators and superconductors [Text] / X. L. Qi, S. C. Zhang // Reviews of Modern Physics. – 2011. – Vol. 83, No. 4. – P. 1057–1110. DOI: 10.1103/RevModPhys.83.1057.
3. **Analytis, J. G.** Two-dimensional surface state in the quantum limit of a topological insulator [Text] / J. G. Analytis et al. // Nature Physics. – 2010. – Vol. 6, No. 12. – P. 960–964. DOI: 10.1038/nphys1861.
4. **Zhao, L.** Stable topological insulators achieved using high energy electron beams [Text] / L. Zhao et al. // Nature Communications. – 2016. – Vol. 7, No. 1. – P. 10957. DOI: 10.1038/ncomms10957.
5. **Khalil, L.** Bulk defects and surface state dynamics in topological insulators: The effects of electron beam irradiation on the ultrafast relaxation of Dirac fermions in Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> [Text] / L. Khalil et al. // Journal of Applied Physics. – 2019. – Vol. 125, No. 2. – P. 025103. DOI: 10.1063/1.5057754.
6. **Atuchin, V. V.** Crystal growth of Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> and noble cleaved (0001) surface properties [Text] / V. V. Atuchin et al. // Journal of Solid State Chemistry. – 2016. – Vol. 236. – P. 203-208. DOI: 10.1016/j.jssc.2015.07.031.

# INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF IRRADIATION WITH HIGH-ENERGY ELECTRONS ON THE PROPERTIES OF BINARY TOPOLOGICAL INSULATORS WITH DIFFERENT TYPES OF CONDUCTIVITY

*D. V. Belyaev*<sup>1</sup>, *M. N. Sarychev*<sup>2</sup>, *V. Y. Ivanov*<sup>2</sup>, *K. A. Kokh*<sup>3</sup>, *O. E. Tereshchenko*<sup>4</sup>, *T. V. Kuznetsova*<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>M. N. Miheev Institute of Metal Physics of UB RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

<sup>3</sup>V. S. Sobolev Institute of Geology and Mineralogy of SB RAS, Novosibirsk, Russia

<sup>4</sup>Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of SB RAS, Novosibirsk, Russia

Three-dimensional topological insulators are a new class of materials which are attracting great attention due to their unique properties [1-2]. They are narrow-gap semiconductors in the bulk and have gapless and topologically protected 2D surface states. However, due to lattice defects that occur during synthesis, the bulk conductivity also contributes to the surface conductivity [3], thus limiting the use of these materials in areas such as spintronics or quantum computers.

Some of the ways to decrease the bulk carrier contribution are based on chemical doping, epitaxial growth of topological insulators, and irradiation with high-energy electron beams [4–5]. In particular, samples which was irradiated with swift electrons (~2.5 MeV), were showed that at certain doses there is no effect on the Dirac energy dispersion with a simultaneous decrease in volume conductivity. We study the effect of irradiation with an electron beam with an electron energy of 10 MeV on n-Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub>[6], p-Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub>[6], and Bi<sub>2</sub>Se<sub>3</sub> compounds, which are topological insulators. The Raman spectra of the samples were measured on a SOL Instruments Confotec® Uno confocal Raman microscope equipped with a CCD detector. All spectra were measured in backscattering geometry with a 40× objective. A laser with a wavelength of 532 nm was used. The laser radiation power was less than 1 mW to prevent sample burning. Irradiation was carried out at the institute of physics and technology of the Ural Federal University on a linear accelerator. The absorbed dose was 100 kGy.

The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme “Spin” No. 122021000036-3), supported in part by RFBR (project No. 19-29-12061).

## References

1. **Moore, J. E.** The birth of topological insulators [Text] // Nature. – 2010. – Vol. 464, No. 7286. – P. 194–198. DOI: 10.1038/nature08916.
2. **Qi, X. L.** Topological insulators and superconductors [Text] / X. L. Qi, S. C. Zhang // Reviews of Modern Physics. – 2011. – Vol. 83, No. 4. – P. 1057–1110. DOI: 10.1103/RevModPhys.83.1057.
3. **Analytis, J. G.** Two-dimensional surface state in the quantum limit of a topological insulator [Text] / J. G. Analytis et al. // Nature Physics. – 2010. – Vol. 6, No. 12. – P. 960–964. DOI: 10.1038/nphys1861.
4. **Zhao, L.** Stable topological insulators achieved using high energy electron beams [Text] / L. Zhao et al. // Nature Communications. – 2016. – Vol. 7, No. 1. – P. 10957. DOI: 10.1038/ncomms10957.
5. **Khalil, L.** Bulk defects and surface state dynamics in topological insulators: The effects of electron beam irradiation on the ultrafast relaxation of Dirac fermions in Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> [Text] / L. Khalil et al. // Journal of Applied Physics. – 2019. – Vol. 125, No. 2. – P. 025103. DOI: 10.1063/1.5057754.
6. **Atuchin, V. V.** Crystal growth of Bi<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> and noble cleaved (0001) surface properties [Text] / V. V. Atuchin et al. // Journal of Solid State Chemistry. – 2016. – Vol. 236. – P. 203-208. DOI: 10.1016/j.jssc.2015.07.031.

## УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ ЖИДКОЙ ФАЗЫ ТАНТАЛА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

*К. А. Боярских<sup>1,2,3</sup>, К. В. Хищенко<sup>1,2,3,4</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>4</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

В этой работе представлены уравнения состояния тантала на основе трех простых моделей. Первое уравнение состояния – уравнение Ван-дер-Ваальса [1]:

$$P = \frac{RT}{V-b} - \frac{a}{V^2}.$$

Второе уравнение состояния получено при рассмотрении модельной задачи заряженных твердых сфер [2]:

$$P = \frac{RT}{V-b} - \frac{a}{V^{4/3}}.$$

Третье уравнение получено в работе [3] и задается выражением

$$P = \frac{RT}{V-b} - \frac{a}{V(V+\chi b)}.$$

Здесь  $P$  – давление;  $T$  – температура;  $V$  – удельный объем;  $R$  – удельная газовая постоянная;  $a$ ,  $b$  и  $\chi$  – параметры. Значения параметров в каждой из трех моделей находились с использованием экспериментальных данных по изобарическому расширению жидкой фазы тантала при высоких температурах.

Предложен метод определения постоянного значения изохорной теплоемкости из данных по ударному сжатию исходно пористых образцов. Это позволяет получить калорическое уравнение состояния вещества, соответствующее каждому из трех перечисленных выше термических уравнений состояния.

С помощью этих трех моделей проведены расчеты ударных адиабат и изоэнтроп разгрузки для образцов тантала различной начальной плотности. В докладе результаты расчетов сопоставлены с экспериментальными данными по ударному сжатию и изоэнтропическому расширению тантала. На основе сравнения результатов расчетов и измерений определены границы применимости для каждой модели.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 19-19-00713, <https://rscf.ru/project/19-19-00713/>.

### Литература

1. **Van der Waals, J. D.** On the Continuity of the Gaseous and Liquid States [Text]. – Leiden, 1873.
2. **Ликальтер, А. А.** Критические точки конденсации в кулоновских системах [Текст] // УФН. – 2000. – Т. 170, № 8. – С. 831–854.
3. **Петрик, Г. Г.** Однопараметрическое семейство уравнений состояния на основе модели точечных центров и его связь с однопараметрическим законом соответственных состояний [Текст] / Г. Г. Петрик, З. Р. Гаджиева // Мониторинг. Наука и технологии. – 2010. – № 2. – С. 67–78.

## EQUATION OF STATE OF THE LIQUID PHASE OF TANTALUM AT HIGH PRESSURES AND TEMPERATURES

*K. A. Boyarskikh<sup>1,2,3</sup>, K. V. Khishchenko<sup>1,2,3,4</sup>*

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

<sup>4</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

In this paper, equations of state for tantalum based on three simple models are presented. The first equation of state is the van der Waals equation [1]:

$$P = \frac{RT}{V-b} - \frac{a}{V^2}.$$

The second equation of state was obtained by considering the model problem of charged hard spheres [2]:

$$P = \frac{RT}{V-b} - \frac{a}{V^{4/3}}.$$

The third equation was obtained in [3] and is given by the expression

$$P = \frac{RT}{V-b} - \frac{a}{V(V+\chi b)}.$$

Here,  $P$  is the pressure;  $T$  is the temperature;  $V$  is the specific volume;  $R$  is the specific gas constant;  $a$ ,  $b$  and  $\chi$  are parameters. The values of the parameters in each of the three models were found using experimental data on the isobaric expansion of the liquid phase of tantalum at high temperatures.

A method is proposed for determining the constant value of the isochoric heat capacity from data on shock compression of initially porous samples. This makes it possible to obtain a caloric equation of state of matter corresponding to each of the three thermal equations of state listed above.

These three models were used to calculate shock adiabats and unloading isentropes for tantalum samples of various initial densities. In the report, the calculation results are compared with experimental data on shock compression and isentropic expansion of tantalum. Based on a comparison of the results of calculations and measurements, the limits of applicability for each model are determined.

The present study is financially supported by the Russian Science Foundation, grant No. 19-19-00713, <https://rscf.ru/project/19-19-00713/>.

### References

1. **Van der Waals, J. D.** On the Continuity of the Gaseous and Liquid States [Text]. – Leiden, 1873.
  2. **Likal'ter, A. A.** Critical points of condensation in Coulomb systems [Text] // Phys. Usp. – 2000. – Vol. 43, No. 8. – P. 777–797.
  3. **Petrik, G. G.** One-parameter family of equations of the state based on a model of the point centers and its connection with one-parameter law of the corresponding states [Text] / G. G. Petrik, Z. R. Gadzhieva // Monitoring. Nauka i Tekhnologii. – 2010. – No. 2. – P. 67–78.
-



## СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РЕОЛОГИЯ СХОЖДЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ ОБОЛОЧЕК

*И. Г. Бродова<sup>1</sup>, В. В. Астафьев<sup>1</sup>, И. Г. Ширинкина<sup>1</sup>, С. В. Балущин<sup>2</sup>, Г. В. Куликов<sup>2</sup>,  
А. Ю. Симонов<sup>2</sup>, В. И. Беляков<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Изучено деформационное поведение полых цилиндрических оболочек из сплава АМГ6, нагруженных 8-ми точечной схемой инициирования ВВ. Геометрические характеристики оболочек – диаметр 60 мм, толщина стенки 8 мм (отношение толщины к радиусу – 0,27), высота 250 и 500 мм. Интенсивность взрывного нагружения регулировалась толщиной и весом ВВ (ТЭН) и параметрами прокладок (материалом, толщиной). Анализируя морфологические и структурные особенности наружных и внутренних слоев оболочек, было установлено, что при толщине ВВ 3–5 мм на внешней поверхности всех оболочек наблюдаются широкие полосы и трещины, глубина которых зависит от интенсивности нагрузки. На внутренней поверхности, по диаметру расположены ребра (выбросы), появление которых связано с 8-ми точечной схемой инициирования ВВ и столкновением ударных волн от соседних точек инициирования ВВ. В зависимости от интенсивности нагружения наблюдается несколько типов схождения оболочек [1–3], характеризующихся откалываем внутреннею слоя и его гофрированием, нарушением сплошности (образованием внутренней полости) и частичным массопереносом в ненагруженную часть оболочки. Проведено рентгенографирование процессов деформирования оболочек в зависимости от времени нагружения. Определены параметры движения наружных и внутренних стенок и их средние скорости при разной толщине ВВ. С помощью высокоскоростной видеорегистрации определены параметры движения и построена лиаграмма движения внутреннего контура оболочки в процессе ее устойчивого схождения.

Структурные исследования поперечных сечений оболочек свидетельствуют, что деформационная полосовая структура очень неоднородна по радиусу, характеризуется разным размером зерна и разнообразными по конфигурации участками локализованной деформации с «пластическими струями», а также содержит трещины и поры. Процесс схлопывания оболочек сопровождается упрочнением относительно репера на 200–300 МПа. Увеличение количества ВВ снижает твердость оболочки. Возможной причиной такого изменения твердости является релаксация напряжений за счет интенсивного разогрева материала в условиях более мощного взрывного эксперимента.

На основании выполненных исследований определены условия устойчивого полного схождения полых оболочек в цилиндр без разрушений.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура» №122021000033-2).

### Литература

1. **Ширинкина, И. Г.** Влияние термической обработки и условий нагружения на структуру оболочки из Al–Zn–Mg–Cu сплава [Текст] / И. Г. Ширинкина, Д. Ю. Распоиенко, И. Г. Бродова, А. Б. Смирнов, А. В. Коваль // Физика металлов и металловедение. – 2022. – Т. 123. – С. 864–871.
2. **Коваль, А. В.** Структурные превращения в алюминиевых цилиндрических оболочках при динамическом нагружении [Текст] / А. В. Коваль, И. Г. Ширинкина, А. Н. Петрова, И. Г. Бродова, Е. Б. Смирнов, Е. В. Шорохов // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55. – С. 82–91.
3. **Бродова, И. Г.** Изменение структуры и свойств цилиндрических оболочек из сплава АМГ6 при нагружении скользящими детонационными волнами [Текст] / И. Г. Бродова, А. Б. Смирнов, И. Г. Ширинкина, В. В. Астафьев, Т. И. Яблонских и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2018. – Т. 1. – С. 17–22.

## THE STRUCTURAL STUDIES AND THE RHEOLOGY OF THE CONVERGENCE OF ALUMINUM SHELLS

*I. G. Brodova<sup>1</sup>, V. V. Astaf'ev<sup>1</sup>, I. G. Shirinkina<sup>1</sup>, S. V. Balushkin<sup>2</sup>, G. V. Kuliakov<sup>2</sup>,  
A. U. Simonov<sup>2</sup>, V. I. Beliakov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics", Snezhinsk, Russia

The deformation behavior of hollow cylindrical shells made of the AMg6 alloy loaded with an 8-point scheme of explosive initiation has been studied. The geometrical characteristics of the shells are 60 mm in diameter, 8 mm in wall thickness (the ratio of thickness to radius is 0.27), and 250, 500 mm in height. The intensity of explosive loading was regulated by the thickness and weight of the explosive (PETN) and the parameters of the gaskets (material, thickness). Analyzing the morphological and structural features of the outer and inner layers of shells, it was found that with an explosive thickness of 3–5 mm, wide stripes and cracks are observed on the outer surface of all shells, the depth of which depends on the intensity of the load, and on the inner surface there are ribs along the diameter (emissions), the appearance of which is associated with the 8-point scheme of explosive initiation and the collision of shock waves from neighboring points of explosive initiation. Depending on the intensity of loading, several types of convergence of shells are observed [1–3]. They are characterized by chipping of the inner layer and its corrugation, and discontinuity (formation of an internal cavity), and partial mass transfer to the unloaded part of the shell. X-ray diffraction of shell deformation processes depending on the loading time was carried out. The motion parameters of the outer and inner walls and their average velocities are determined for different explosive thicknesses. With the help of high-speed video recording, the motion parameters were determined and a diagram of the motion of the inner contour of the shell was constructed in the process of its steady convergence. Structural studies of the cross sections of the shells indicate that the deformation stripe structure is very heterogeneous along the radius, is characterized by different grain sizes and regions of localized deformation with "plastic jets" of various configurations, and also contains cracks and pores. The process of shell collapse is accompanied by hardening relative to the benchmark by 200–300 MPa. Increasing the amount of explosives reduces the hardness of the shell. A possible reason for this change in hardness is stress relaxation due to intense heating of the material under conditions of a more powerful explosive experiment. Based on completed research, the conditions for stable complete convergence of a hollow shell into a cylinder without destruction are determined.

The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme "Structure" № 122021000033-2).

### References

1. **Shirinkina, I. G.** The Influence of Heat Treatment and Loading Conditions on the Structure of an Al–Zn–Mg–Cu Shell [Текст] / I. G. Shirinkina, D. Yu. Rasposienko, I. G. Brodova, A. B. Smirnov, A. V. Koval // *Physics of Metals and Metallography*. – 2022. – Vol. 123. – P. 808–815.
2. **Koval, A. V.** Structural Transformations in Aluminum Cylindrical Shells under Dynamic Loading [Текст] / A. V. Koval, I. G. Shirinkina, A. N. Petrova, I. G. Brodova, E. B. Smirnov, E. V. Shorokhov // *Combustion, Explosion, and Shock Waves*. – 2019. – Vol. 55. – P. 447–455.
3. **Бродова, И. Г.** Изменение структуры и свойств цилиндрических оболочек из сплава АМГ6 при нагружении скользящими детонационными волнами [Текст] / И. Г. Бродова, А. Б. Смирнов, И. Г. Ширинкина, В. В. Астафьев, Т. И. Яблонских и др. // *Деформация и разрушение материалов*. – 2018. – Т. 1. – С. 17–22.

## ДИНАМИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНА: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ

*Д. С. Воронин<sup>1</sup>, А. Е. Майер<sup>2</sup>*

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

E-mail: <sup>1</sup>v-demonizerus@mail.ru, <sup>2</sup>mayer@csu.ru

При помощи метода молекулярной динамики (МД) изучена кинетика образования и роста пор в титане при растяжении по различным траекториям деформации. Представительные элементы объема металлов, изначально с идеальной решеткой и с вырезанными в центре сферическими порами разного диаметра, подвергались осесимметричной деформации растяжения при постоянной температуре. МД моделирование проводилось с использованием программного пакета LAMMPS [1] и межатомного потенциала [2] типа погруженного атома. Распределение пор по размерам и их количество определялось при помощи алгоритма обработки атомных конфигураций [3]. Аналогично [4], данные МД использовались для обучения искусственных нейронных сетей (ИНС) для нелинейной зависимости напряжений от деформации в виде тензорного уравнения состояния и функции расстояния до нуклеации, описывающей порог образования полостей. На основе предыдущих наработок [5, 6] развит и проверена по результатам МД исследования микромеханическая модель динамического разрушения титана. Для определения параметров модели используется статистический алгоритм Байеса, данные МД выступают на этом этапе в качестве эталонных. Далее прогноз модели сравнивается с экспериментальными данными из литературы. Таким образом, развит подход на основе МД моделирования и машинного обучения для описания динамического разрушения титана. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект № 20-79-10229.

### Литература

1. **Plimpton, S.** Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics [Text] // Journal of Computational Physics. – 1995. – Vol. 117. – P. 1–19.
2. **Zope, R. R.** Interatomic potentials for atomistic simulations of the Ti-Al system [Text] / R. R. Zope, Y. Mishin // Physical Review B. – 2003. – Vol. 68. – P. 024102.
3. **Mayer, P. N.** Size distribution of pores in metal melts at non-equilibrium cavitation and further stretching, and similarity with the spall fracture of solids [Text] / P. N. Mayer, A. E. Mayer // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2018. – Vol. 127, Part C. – P. 643–657.
4. **Mayer, A. E.** Incipience of plastic flow in aluminum with nanopores: molecular dynamics and machine-learning-based description [Text] / A. E. Mayer, P. N. Mayer, M. V. Lekanov, B. A. Panchenko // Metals. – 2022. – Vol. 12(12). – P. 2158.
5. **Mayer, P. N.** Spall fracture of solid and molten copper: molecular dynamics, mechanical model and strain rate dependence [Text] / P. N. Mayer, V. V. Pogorelko, D. S. Voronin, A. E. Mayer // Metals. – 2022. – Vol. 12(11). – P. 1878.
6. **Latypov, F. T.** Dynamic compaction of aluminum with nanopores of varied shape: MD simulations and machine-learning-based approximation of deformation behavior [Text] / F. T. Latypov, E. V. Fomin, V. S. Krasnikov, A. E. Mayer // International Journal of Plasticity. – 2022. – Vol. 156. – P. 103363.

## DYNAMIC FRACTURE OF TITANIUM: MOLECULAR DYNAMICS STUDY AND MICROMECHANICAL MODEL

*D. S. Voronin<sup>1</sup>, A. E. Mayer<sup>2</sup>*

Chelyabinsk State University, Chelyabinsk, Russia

E-mail: <sup>1</sup>v-demonizerus@mail.ru, <sup>2</sup>mayer@csu.ru

The kinetics of the formation and growth of pores in titanium under tension along various deformation trajectories has been studied using the molecular dynamics (MD) method. Representative elements of the metal volume, initially with an ideal lattice or with spherical pores of different diameters cut out in the center, were subjected to axisymmetric tensile deformation at a constant temperature. MD simulations were carried out using the LAMMPS software package [1] and the interatomic potential [2] of the embedded atom method. The pore size distribution and their number were determined using the algorithm [3] for of atomic configuration. Following the previous paper [4], MD data were used to train artificial neural networks (ANSs) for the nonlinear dependence of stresses on deformation in the form of a tensor equation of state and the nucleation strain distance function describing the threshold for the formation of pores. On the basis of previous developments [5, 6], a micromechanical model of dynamic fracture was developed and tested according to the results of MD research. To determine the parameters of the model, the statistical Bayesian algorithm was used, the MD data is treated as a reference one at this stage. Further, the forecast of the model was compared with the experimental data from the literature. Thus, an approach based on MD modeling and machine learning has been developed to describe the dynamic fracture of titanium. The study was supported by the Russian Science Foundation, project No. 20-79-10229.

### References

1. **Plimpton, S.** Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics [Text] // Journal of Computational Physics. – 1995. – Vol. 117. – P. 1–19.
2. **Zope, R. R.** Interatomic potentials for atomistic simulations of the Ti-Al system [Text] / R. R. Zope, Y. Mishin // Physical Review B. – 2003. – Vol. 68. – P. 024102.
3. **Mayer, P. N.** Size distribution of pores in metal melts at non-equilibrium cavitation and further stretching, and similarity with the spall fracture of solids [Text] / P. N. Mayer, A. E. Mayer // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2018. – Vol. 127, Part C. – P. 643–657.
4. **Mayer, A. E.** Incipience of plastic flow in aluminum with nanopores: molecular dynamics and machine-learning-based description [Text] / A. E. Mayer, P. N. Mayer, M. V. Lekanov, B. A. Panchenko // Metals. – 2022. – Vol. 12(12). – P. 2158.
5. **Mayer, P. N.** Spall fracture of solid and molten copper: molecular dynamics, mechanical model and strain rate dependence [Text] / P. N. Mayer, V. V. Pogorelko, D. S. Voronin, A. E. Mayer // Metals. – 2022. – Vol. 12(11). – P. 1878.
6. **Latypov, F. T.** Dynamic compaction of aluminum with nanopores of varied shape: MD simulations and machine-learning-based approximation of deformation behavior [Text] / F. T. Latypov, E. V. Fomin, V. S. Krasnikov, A. E. Mayer // International Journal of Plasticity. – 2022. – Vol. 156. – P. 103363.

## РЕГИСТРАЦИЯ ОТКОЛЬНЫХ ЯВЛЕНИЙ В МЕДНОМ ЛАЙНЕРЕ, МЕТАЕМОМ ПРИ ВЗРЫВЕ БРИЗАНТНОГО ВЗРЫВЧАТОГО ВЕЩЕСТВА НА ОСНОВЕ ОКТОГЕНА

*И. Г. Галиуллин, А. Ю. Гармашев, Е. Б. Смирнов, А. В. Сарафанников, Д. П. Кучко,  
К. М. Просвирнин, Д. Г. Панкратов, К. М. Еганов, А. В. Воробьев, А. С. Гремитских*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики  
имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Регистрация скорости движения свободных и контактных поверхностей при проведении ударно-волнового эксперимента немаловажна при построении и уточнении уравнений состояний продуктов взрыва исследуемых взрывчатых веществ (ВВ).

С развитием непрерывных во времени и невозмущающих методов регистрации быстропротекающих процессов, таких как радиоволновая и лазерная интерферометрия, при проведении эксперимен-

тов по метанию металлических пластин (лайнеров) появилась возможность определения не только скорости их полета, но и исследование деформационно-прочностных свойств в динамических экспериментах, например упругопластического поведения, откольной и сдвиговой прочности материалов.

В настоящей работе проведены эксперименты по определению скорости движения медной пластины диаметром 200 мм и толщиной 4 мм, метаемой продуктами взрыва детонирующего ВВ на основе октогена диаметром 200 мм и толщиной 30 мм, который в свою очередь инициировался плосковолновым генератором. Регистрация процесса полета медного лайнера осуществлялась одновременно двумя невозмущающими методиками – аппаратурными комплексами радиоволновой и лазерно-гетеродинной методик (ЛГМ, PDV), при этом были синхронно задействованы три одноканальных радиоинтерферометра и один 16-канальный лазерный интерферометр ЛГМ.

Регистрация процесса полета медного лайнера осуществлялась на базе полета от 0 до 50 мм в пяти точках зондирования – осевой области ( $R = 0$  мм, где  $R$  – радиус образца ВВ, лайнера) и на удалении от оси на  $R = 20, 40, 60, 80$  мм.

По результатам экспериментов отмечена хорошая согласованность радиоволновой и лазерно-гетеродинной методик для каждой области регистрации, что позволило получить зависимости скорости полета медного лайнера от времени и пройденного пути. Характер полученных зависимостей, позволил увидеть явление откола, происходящего в медной пластине толщиной 4 мм.

## SPALLATION RECORDING IN COPPER LINER DRIVEN BY HMX-BASED EXPLOSIVE

*I. G. Galiullin, A. Yu. Garmashev, E. B. Smirnov, A. V. Sarafannikov, D. P. Kuchko, K. M. Prosvirnin, D. G. Pankratov, K. V. Eganov, A. V. Vorobiev, A. S. Gremitskikh*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

Recording of free- and contact surface velocities is highly important in the shock-wave experiments to derive and refine the high-explosive (HE) products equations of state for the HEs under study.

The development of time-continuous and nonperturbative methods of recording high-rate processes such as radio wave and laser interferometry allows not only determining the velocity of metal plates (liners) in plate-impact experiments but also examining the strain-strength properties in dynamic experiments, for example elastic-plastic characteristics, spall and shear strengths of materials.

The present work addresses the experiments to determine the velocity of copper plate 200 mm in diameter and 4 mm in thickness, driven by explosive products of detonating HMX-based HE sample 200 mm in diameter and 30 mm in thickness, which in turn was initiated by plane-wave generator. The flight of copper liner was recorded by two simultaneous nonperturbative methods, i.e. radio wave and PDV systems, with synchronous use of three single-channel radiointerferometers and one 16-channel PDV laser interferometer.

The flight of copper liner was recorded in the range from 0 mm to 50 mm at five probing points, i.e. in the axial region ( $R = 0$  mm, where  $R$  is the radius of HE sample, liner) and at  $R = 20, 40, 60$  and 80 mm from the axis.

Experimental results showed the good agreement between laser and PDV methods in each recording region and provided the copper liner velocity vs. time and travel distance. The behavior of the obtained dependencies indicates the spallation occurring in the copper plate 4 mm thick.

---

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗА НА ОСНОВЕ *AB INITIO* РАСЧЕТОВ И ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ИМПУЛЬСНОМУ НАГРЕВУ

*И. С. Гальцов, М. А. Парамонов, В. Б. Фокин, Д. В. Минаков,  
А. В. Дороватовский, М. А. Шейндлин*

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия  
Московский физико-технический институт, Москва, Россия

Железо является широко распространенным компонентом различных конструкционных материалов, которые подвергаются интенсивным термическим и механическим нагрузкам. В связи с этим большую значимость представляет получение надежных данных как об уравнении состояния железа, так и о его транспортных и оптических свойствах. Тем не менее на сегодняшний день существует множество противоречивых данных о параметрах теплового расширения железа и величине его удельного сопротивления, в особенности в жидкой фазе.

В данной работе представлены результаты исследования теплофизических свойств железа двумя независимыми подходами: теоретическим – на основе расчетов методом квантовой молекулярной динамики, и экспериментальным – в опытах по электровзрыву железных проволочек путем микросекундного импульсного нагрева. Отдельное внимание уделено необходимости учета спиновой поляризации для более корректного описания свойств железа при проведении первопринципных расчетов. Восстановлены кривая теплового расширения железа и температурная зависимость энтальпии как с учетом, так и без учета спиновой поляризации. Приведено сравнение с экспериментальными данными, в том числе полученными авторами этой работы. Также из *ab initio* расчетов найдены удельное сопротивление и нормальная спектральная излучательная способность твердого и жидкого железа. Эти данные получены с использованием формулы Кубо–Гринвуда и преобразования Крамерса–Кронига.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 20-79-10398).

## THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF IRON FROM *AB INITIO* CALCULATIONS AND PULSE HEATING EXPERIMENT

*I. S. Galtsov, M. A. Paramonov, V. B. Fokin, D. V. Minakov,  
A. V. Dorovatovskiy, M. A. Sheindlin*

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences  
Moscow Institute of Physics and Technology

Iron is a widespread component in various types of structural materials, which are exposed to intensive thermal and mechanical loads. So, it is of great importance to obtain reliable data both on equation of state of iron and its transport and optical properties. Nevertheless, thermal expansion and electrical resistivity of iron, especially in liquid state, are still a matter of debate.

In this work, the properties of iron near the melting are found independently from quantum molecular dynamics calculations and from experiments on pulse heating. We pay special attention to the need to take into account the spin polarization in the part devoted to *ab initio* calculations. The thermal expansion curve of iron and the temperature dependence of enthalpy are reconstructed both with and without taking into account spin polarization. The comparison with experiments is presented, including data on enthalpy obtained in our team. Also electrical resistivity and normal spectral emissivity of solid and liquid iron are restored from first-principles calculations using the Kubo–Greenwood formula and the Kramers–Kronig transform.

This work has been supported by the Russian Science Foundation (grant No. 20-79-10398).

## ГЕНЕРАЦИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ МЕТАЛЛА

*С. Д. Гилев*

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия

Ударная волна является мощным генератором дефектов кристаллической структуры. Концентрация дефектов, возникающих при ударном сжатии меди, найденная непосредственно за ударным фронтом, оказывается на два порядка величины выше, чем в сохраненных образцах, и на десять порядков больше своего равновесного значения. Дефекты влияют на разнообразные физические характеристики вещества, такие как электропроводность, теплопроводность, прочность, оптические свойства. С целью определения основных параметров, влияющих на концентрацию дефектов в ударно-сжатом металле, анализируются эксперименты по измерению электросопротивления медной фольги. При помощи численного моделирования найдена история нагружения фольгового образца, размещенного в обойме. По электросопротивлению оценена концентрация дефектов кристаллической структуры для образцов, помещенных в различные обоймы (оргстекло, гетинакс, фторопласт, нержавеющая сталь). Обнаружено влияние ударного импеданса обоймы на величину концентрации дефектов. Обойме с большим ударным импедансом соответствует меньшее значение концентрации дефектов в образце (при одинаковом давлении падающей ударной волны в обойме). Для объяснения полученных экспериментальных результатов формулируется физическая модель возникновения дефектов при ударном сжатии. Сделано предположение, что генерация дефектов в металле происходит при каждом акте ударного сжатия и определяется деформацией вещества в этом процессе. Предположено, что определяющим параметром количества возникающих дефектов в процессе сложного динамического нагружения является алгебраическая сумма деформаций металла при каждой стадии ударного сжатия. Данные, представленные в переменных (концентрация дефектов – деформация) дают зависимость, которая нивелирует разницу в материале обоймы и истории нагружения образца. Проведенный анализ позволяет утверждать, что сумму деформаций можно рассматривать как параметр, определяющий величину концентрации дефектов, генерируемых при ударном сжатии меди.

## GENERATION OF DEFECTS IN SHOCK COMPRESSION OF METAL

*S. D. Gilev*

Lavrentyev Institute of Hydrodynamics, Siberian Division of RAS, Novosibirsk, Russia

The shock wave is a powerful generator of crystal structure defects. The concentration of defects that appear during shock compression of copper, found immediately behind the shock front, turns out to be two orders of magnitude higher than in the recovered samples, and ten orders of magnitude higher than its equilibrium value. Defects affect various physical characteristics of a substance, such as electrical conductivity, thermal conductivity, strength, and optical properties. In order to determine the main parameters that affect the concentration of defects in a shock-compressed metal, experiments on measuring the electrical resistance of copper foil are analyzed. Using numerical simulation, the loading history of a foil sample placed in a holder was found. The electrical resistance was used to estimate the concentration of defects in the crystal structure for samples placed in various holders (plexiglass, micarta, fluoroplastic, stainless steel). The influence of the shock impedance of the holder on the concentration of defects is found. A holder with a higher shock impedance corresponds to a lower defect concentration in the sample (at the same pressure of the incident shock wave in the holder). To explain the obtained experimental results, a physical model of the appearance of defects under shock compression is formulated. An assumption is made that the generation of defects in a metal occurs during each act of shock compression and is determined by the deformation of the substance in this process. It is assumed that the determining parameter of the number of emerging defects in the process of complex dynamic loading is the algebraic sum of metal deformations at each stage of shock compression. The data presented in variables (defect concentration – deformation) give a dependence that levels out the difference in the holder material and

the loading history of the sample. The analysis performed allows us to state that the sum of deformations can be considered as a parameter that determines the concentration of defects generated during shock compression of copper.

4-11

## МОДЕЛЬ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В Al-Cu СПЛАВАХ

*Н. А. Грачёва, Е. В. Фомин, А. Е. Майер*

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

В данной работе исследуется деформационное поведение твердого раствора Al-Cu. Моделирование одноосного сжатия проводится в рамках классической молекулярной динамики (МД) с помощью программного пакета LAMMPS [1], где межатомное взаимодействие описывается потенциалом с угловой зависимостью (ADP) [2]. При деформировании в образцах наблюдается фазовое превращение кристаллической решетки, сопровождающееся релаксацией касательных напряжений. На основе результатов МД моделирования сформулирована модель релаксации напряжений, учитывающая процесс пластичности и эволюцию фазовой структуры. В качестве уравнения состояния используется искусственная нейронная сеть прямого распространения, которая учитывает долю меди в сплаве как непрерывную переменную. Метод байесовской идентификации параметров применяется для определения коэффициентов моделей эволюции фазового состава и дислокационной пластичности металлов [3].

Работа поддержана Минобрнауки РФ (гос. задание НИР ЧелГУ № 075-01391-22-03) в части разработки уравнения состояния и РФФ (проект 20-11-20153) в части разработки модели фазового перехода.

### Литература

1. **Plimpton, S.** Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics [Text] // J. Comput. Phys. – 1995. – Vol. 117. – P. 1–19.
2. **Apostol, F.** Interatomic potential for the Al-Cu system [Text] / F. Apostol, Y. Mishin // Phys. Rev. B. – 2011. – Vol. 83. – P. 054116.
3. **Popova, T. V.** Evolution of shock compression pulses in polymethacrylate and aluminum [Text] / T. V. Popova, A. E. Mayer, K. V. Khishchenko // J. Appl. Phys. – 2018. – Vol. 123. – P. 235902.

## MODEL OF PHASE TRANSITIONS IN Al-Cu ALLOYS

*N. A. Grachyova, E. V. Fomin, A. E. Meyer*

Chelyabinsk State University, Chelyabinsk, Russia

We investigate the deformation behaviour of Al-Cu solid solution. Uniaxial compression is simulated within classical molecular dynamics using the LAMMPS software package [1], where the interatomic interaction is described by an angular-dependent potential (ADP) [2]. During the deformation, a phase transformation of the crystal lattice is observed in the samples accompanied by relaxation of the shear stresses. Based on the MD simulation results, we formulate a stress relaxation model taking into account the plasticity process and evolution of the phase structure. A feed-forward artificial neural network is used as the equation of state, which takes into account the proportion of copper in the alloy as a continuous variable. The Bayesian parameter identification method is used to determine the coefficients of models of phase composition evolution and dislocation plasticity of metals [3].

The work is supported by the Ministry of Education and Science of Russian Federation (State assignments for researches by CSU No. 075-01391-22-03) in terms of developing the equation of state and the Russian Science Foundation (Project 20-11-20153) in terms of developing the model of phase transition.



## References

1. **Plimpton, S.** Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics [Text] // J. Comput. Phys. – 1995. – Vol. 117. – P. 1–19.
2. **Apostol, F.** Interatomic potential for the Al-Cu system [Text] / F. Apostol, Y. Mishin // Phys. Rev. B. – 2011. – Vol. 83. – P. 054116.
3. **Popova, T. V.** Evolution of shock compression pulses in polymethacrylate and aluminum [Text] / T. V. Popova, A. E. Mayer, K. V. Khishchenko // J. Appl. Phys. – 2018. – Vol. 123. – P. 235902.

4-12

## ОСОБЕННОСТИ УДАРНОГО СЖАТИЯ НАНОРАЗМЕРНОГО НИКЕЛЯ

*А. Ю. Долгобородов<sup>1,2</sup>, Т. А. Ростиллов<sup>1</sup>, С. Ю. Ананьев<sup>1</sup>, В. С. Зиборов<sup>1</sup>,  
В. В. Якушев<sup>3</sup>, М. Л. Кусков<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н. Семенова РАН, Москва, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия

Экспериментально исследованы особенности ударного сжатия пористого наноразмерного никеля в диапазоне давлений до 60 ГПа. Средний размер частиц 80 нм, пористость образцов 50%. Ударные волны создавались ударом металлических пластин со скоростями от 300 м/с до 5 км/с. Методом лазерной интерферометрии (VISAR) были получены профили ударных волн на контактной границе с прозрачными материалами (вода, воздух, LiF).

В диапазоне давлений до 8 ГПа исследованный наноматериал продемонстрировал сложный отклик на ударную нагрузку, связанный с формированием двухволновой структуры с выделением волны-предвестника. Полученные профили изменения скорости на контактной поверхности с оконными материалами были использованы для оценки толщины фронта предвестников и волн компактирования. Было рассмотрено влияние переотражений предвестника, циркулирующих между исследуемой поверхностью образца и волной компактирования, на профили и измерения. Наиболее отличительным результатом является то, что в диапазоне давлений до 8 ГПа времена нарастания волн компактирования были сравнимы с теми, что получены для микроразмерных порошков. Полученные данные показали, что размер пор в наноразмерном материале в отличие от микронных порошков оказывает меньшее влияние на характер изменения параметров ударного сжатия. Это приводит к тому, что толщины волн компактирования в случае нанопористого никеля пропорциональны нескольким сотням средних размеров частиц, а не одному среднему размеру частицы, что выполняется для различных порошков микронного размера.

Ударная адиабата наноразмерного никеля в диапазоне до 61 ГПа в пределах ошибок эксперимента совпадает с ударной адиабатой микронного никеля при той же пористости [1]. Параметры ударного сжатия удовлетворительно описываются моделью Зельдовича для пористой среды и могут быть рассчитаны с помощью уравнения состояния Ми-Грюнайзена. Результаты по состояниям на изоэнтропах расширения имеют существенные особенности. При разгрузке из состояний с давлением до 20 ГПа расчетные изэнтропы описывают данные в пределах погрешности эксперимента. Эти изэнтропы совпадают с изэнтропами твердого никеля, полученными в предположении «зеркальной симметрии». Однако в среднем диапазоне при расширении из состояний с давлением 20–35 ГПа изэнтропы на диаграммах давление–массовая скорость значительно отклоняются в сторону массовых скоростей на 300–400 м/с выше, чем в случае «зеркальной симметрии». Объяснение этого явления может быть связано с процессом схлопывания пор и плавлением nNi на поверхности наночастиц в результате разогрева при трении и деформации частиц на начальной стадии ударного сжатия. При более высоком давлении nNi оказывается полностью расплавленным и расширяется по своей изоэнтропе

без каких-либо дополнительных объемных эффектов. Однако данное объяснение требует дополнительной экспериментальной проверки.

### Литература

1. **Трунин, Р. Ф.** Сжимаемость пористых металлов в ударных волнах [Текст] / Р. Ф. Трунин, Г. В. Симаков, Ю. Н. Сутулов, А. Б. Медведев, Б. Д. Рогозкин, Ю. Е. Федоров // ЖЭТФ. – 1989. – Т. 96, № 3(9). – С. 1024–1038.

## FEATURES OF SHOCK COMPRESSION OF NANOSIZED NICKEL

*A. Yu. Dolgoborodov<sup>1,2</sup>, T. A. Rostilov<sup>1</sup>, S. Yu. Ananev<sup>1</sup>, V. S. Ziborov<sup>1</sup>,  
V. V. Yakushev<sup>3</sup>, M. L. Kuskov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>N. Semenov Federal Research Center for Chemical Physics RAS, Moscow, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS,  
Chernogolovka, Russia

The features of shock compression of porous nanosized nickel in the pressure range up to 60 GPa are experimentally studied. The average particle size is 80 nm, the porosity of the samples is 50%. Shock waves were created by the impact of metal plates with velocities from 300 m/s to 5 km/s. The profiles of shock waves at the contact boundary with transparent materials (water, air, LiF) were obtained by laser interferometry (VISAR).

In the pressure range up to 8 GPa, the studied nanomaterial demonstrated a complex response to shock loading associated with the formation of a two-wave structure with the release of a precursor wave. The obtained velocity profiles on the contact surface with window materials were used to estimate the thickness of the front of precursors and compaction waves. The effect of precursor re-reflections circulating between the investigated sample surface and the compaction wave on the profiles and measurements was considered. The most striking result is that, in the pressure range up to 8 GPa, the rise times of compaction waves were comparable to those obtained for micron-sized powders. The obtained data showed that the pore size in a nanosized material, in contrast to micron powders, has a smaller effect on the nature of the change in the shock compression parameters. This leads to the fact that the thicknesses of compaction waves in the case of nanoporous nickel are proportional to several hundreds of average particle sizes, and not to one average particle size, which is true for various micron-sized powders.

The shock Hugoniot of nanosized nickel in the range up to 61 GPa, within experimental errors, coincides with the Hugoniot of micron nickel at the same porosity [1]. Shock compression parameters are satisfactorily described by the Zel'dovich model for a porous medium and can be calculated using the Mie-Grüneisen equation of state. The results on states on expansion isentropes have significant features. When unloading from states with pressures up to 20 GPa, the calculated isentropes describe the data within the experimental error. These isentropes coincide with the isentropes of solid nickel obtained under the assumption of “mirror symmetry”. However, in the middle range, upon expansion from states with a pressure of 20–35 GPa, the isentropes in the pressure–mass velocity diagrams deviate significantly towards mass velocities 300–400 m/s higher than in the case of “mirror symmetry.” The explanation of this phenomenon can be associated with the process of pore collapse and melting of nNi on the surface of nanoparticles as a result of heating during friction and deformation of particles at the initial stage of shock compression. At a higher pressure, nNi is completely melted and expands along its isentrope without any additional volume effects. However, this explanation requires additional experimental verification.

### References

1. **Trunin, R. F.** Compressibility of porous metals in shock waves [Text] / R. F. Trunin, G. V. Simakov, Yu. N. Sutulov, A. B. Medvedev, B. D. Rogozkin, Yu. E. Fedorov // Sov. Phys. JETP. – 1989 – Vol. 69(3). – P. 580–588.

## ВАКУУМПЛОТНАЯ СЛАБО ПРОВОДЯЩАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНАТОВ БАРИЯ

Б. П. Толочко, Л. К. Бердникова, А. А. Жданок, З. А. Коротаева, М. А. Михайленко

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

К керамическим материалам, которые применяются в качестве элемента вакуумной системы для снятия статического заряда с внутренних поверхностей камер, предъявляют дополнительные требования, такие как вакуумная плотность и механическая прочность [1]. Были получены порошковые композиции на основе алюминатов бария с токопроводящими добавками. В качестве добавок использовали оксид железа (III), многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), гидроксид лития. Порошки смешивали в активаторе АГО-3 [2] при 60 г в течение 60 секунд. Составы порошковых композиций представлены в табл. 1.

Таблица 1

Состав порошковых композиций

Порошковые композиции	Состав, мас.%					Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	МУНТ	BaO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	LiOH	
1	79,96	–	20,04	–	–	99,0
2	61,95	–	18,64	19,41	–	23,2
3	61,33	1,0 ± 0,001	18,45	19,22	–	42,5
4	61,60	–	15,50	19,30	0,6	9,8

Для определения средней плотности, объемной усадки и предела прочности при сжатии получали заготовки цилиндрической формы диаметром 10 и высотой 1 мм, для определения удельной электрической проводимости – в форме таблетки диаметром 8 и высотой ~3 мм, для исследования герметичности – в форме таблетки диаметром 25 и высотой ~6 мм. Далее образцы сушили на воздухе, затем в сушильном шкафу при температуре 200°C. После сушки образцы помещали в тигель и засыпали термостойким материалом для предупреждения контакта между образцами и их деформации. Затем проводили обжиг при температуре 1600°C. Обжиг при режиме 1 проводили в электропечи в воздушной среде, при режиме 2 – предварительный обжиг в воздушной среде, затем горячее изостатическое прессование (ГИП) в атмосфере аргона. Свойства образцов керамики даны в табл. 2.

Таблица 2

Физико-механические свойства образцов керамики

Образцы керамики	Плотность после обжига, г/см <sup>3</sup>		Объемная усадка после обжига, %		Предел прочности при сжатии, МПа	Твердость, HV 20	Вязкость разрушения, МНм <sup>-3/2</sup>	Вакуумные испытания		
								Давление, мбар	Продолжительность испытания, мин	Натекание (скорость утечки гелия) мбар · л/сек
	1*	2	1							
1	2,64	–	24,3	–	351,6	–	–		–	–
2	3,67	3,39	39,4	37,9	542,7	721	7,4	(1,5±2,5) · 10 <sup>-2</sup>	5	3 · 10 <sup>-7</sup>
3	3,78	3,39	42,2	37,0	678,5	817	7,02		30	<5 · 10 <sup>-10</sup>
4	3,75	3,31	39,1	36,1	597,1	915	6,4		30	<5 · 10 <sup>-10</sup>

1\*, 2 – режимы обжига

Все образцы керамики, полученные с применением ГИП, обладают меньшей плотностью. Наибольшей прочностью при сжатии обладают образцы 3 и 4, твердостью – образец 4, при этом величина вязкости разрушения для него минимальная по сравнению с другими образцами.

Для образцов 2–4, полученных при режиме 1, была определена герметичность по скорости утечки гелия. Вакуумной плотностью обладают образцы 3 и 4, обработанные в окислительной среде. Скорость утечки гелия для них составляет менее  $5 \cdot 10^{-10}$  мбар·л/с (критерий приемки –  $1 \cdot 10^{-9}$  мбар·л/с).

Проводимость образца 2 сильно зависит от температуры и варьируется в диапазоне  $3,09 \cdot 10^{-8} \div 2,14 \cdot 10^{-5}$  См/см. Удельная электрическая проводимость при температуре  $90 \div 300^\circ\text{C}$ , См/см, образца 3 ( $3,09 \cdot 10^{-8} \div 2,14 \cdot 10^{-5}$ ) и образца 4 ( $1,50 \cdot 10^{-7} \div 1,05 \cdot 10^{-4}$ ) достаточна, чтобы предотвратить опасные накопления заряда.

### Литература

1. **Shutilov, R. A.** Vacuum-tight ceramic composite materials based on alumina modified with multi-walled carbon nanotubes [Text] / R. A. Shutilov, V. L. Kuznetsov, S. I. Moseenkov, G. R. Karagedov, A. A. Krasnov, P. V. Logachev // *Materials Science and Engineering: B.* – 2020. – Т. 254. – Art. No. 114508.
2. <http://www.solid.nsc.ru/developments/equipments/ago3/>.

## VACUUM TIGHT AND LOW-CONDUCTIVE CERAMICS BASED ON BARIUM ALUMINATES

*B. P. Tolochko, L. K. Berdnikova, A. A. Zhdanok, Z. A. Korotaeva, M. A. Mikhailenko*

Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia

Ceramic materials, which are used as an element of a vacuum system to remove static charge from the inner surfaces of chambers, are subject to additional requirements, such as vacuum tightness and mechanical strength [1]. Powder compositions based on barium aluminates with conductive additives were obtained. Iron (III) oxide, multi-walled carbon nanotubes (MWNTs) and lithium hydroxide were used as additives. The powders were mixed in AGO-3 activator [2] at 60g for 60 seconds. The compositions of the powder are presented in table 1.

Table 1

Composition of powder

Powder	Composition, wt. %					Specific surface area, m <sup>2</sup> /g
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MWCNT	BaO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	LiOH	
1	79,96	–	20,04	–	–	99,0
2	61,95	–	18,64	19,41	–	23,2
3	61,33	1,0 ± 0,001	18,45	19,22	–	42,5
4	61,60	–	15,50	19,30	0,6	9,8

To determine the average density, volumetric shrinkage, and compressive strength, cylindrical work pieces 10 mm in diameter and 1 mm high were obtained; to determine the electrical conductivity – in the form of a tablet with a diameter of 8 and a height of ~3 mm, for the study of tightness – in the form of a tablet with a diameter of 25 and a height of ~6 mm. Next, the samples were dried in air, then at a temperature of 200°C. After drying, the samples were placed in a crucible and covered with a refractory material to prevent contact between the samples and their deformation. Then sintering was carried out at a temperature of 1600°C. Sintering in mode 1 was carried out in an electric furnace in air; in mode 2, preliminary sintering was carried out in air then by hot isostatic pressing (HIP) in an argon atmosphere. The properties of ceramic samples are given in table 2.

All ceramic samples obtained using HIP have a lower density. Samples 3 and 4 have the highest compressive strength, sample 4 has the highest hardness, while the fracture toughness for it is minimal compared to other samples.

Table 2

## Physical and mechanical properties of ceramic samples

Ceramic samples	Density after firing, g/cm <sup>3</sup>		Volumetric shrinkage after firing, %		Compressive strength, MPa	Hardness, HV 20	Fracture toughness, MNm <sup>-3/2</sup>	Vacuum testing		
								Pressure, mbar	Test duration, min	Helium leakage rate), mbar l/s
	1*	2	1	2	1					
1	2,64	–	24,3	–	351,6	–	–		–	–
2	3,67	3,39	39,4	37,9	542,7	721	7,4	(1,5±2,5) · 10 <sup>-2</sup>	5	3 · 10 <sup>-7</sup>
3	3,78	3,39	42,2	37,0	678,5	817	7,02		30	<5 · 10 <sup>-10</sup>
4	3,75	3,31	39,1	36,1	597,1	915	6,4		30	<5 · 10 <sup>-10</sup>

1\*, 2 – sintering modes

For samples 2–4 obtained in mode 1, the tightness was determined by the helium leakage rate. Samples 3 and 4 treated in an oxidizing medium have vacuum density. The helium leakage rate for them is less than  $5 \cdot 10^{-10}$  mbar·l/s (the acceptance criterion is  $1 \cdot 10^{-9}$  mbar · l/s).

The conductivity of sample 2 strongly depends on temperature and varies in the range  $3.09 \cdot 10^{-8} \div 2.14 \cdot 10^{-5}$  S/cm. Specific electrical conductivity at a temperature of 90÷300°C, S/cm, sample 3 ( $3.09 \cdot 10^{-8} \div 2.14 \cdot 10^{-5}$ ) and sample 4 ( $1.50 \cdot 10^{-7} \div 1.05 \cdot 10^{-4}$ ) sufficient to prevent dangerous charge buildup.

### References

1. **Shutilov, R. A.** Vacuum-tight ceramic composite materials based on alumina modified with multi-walled carbon nanotubes [Text] / R. A. Shutilov, V. L. Kuznetsov, S. I. Moseenkov, G. R. Karagedov, A. A. Krasnov, P. V. Logachev // Materials Science and Engineering: B. – 2020. – Т. 254. – Art. No. 114508.
2. <http://www.solid.nsc.ru/developments/equipments/ago3/>.

## МИКРОСТРУКТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ ЦИРКОНА (ZrSiO<sub>4</sub>) ПРИ УДАРНОМ ДАВЛЕНИИ 20, 40 И 60 ГПа

Д. А. Замятин<sup>1,2</sup>, Е. И. Ковалева<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт геологии и геохимии им. А. Н. Заварицкого УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Уральский Федеральный Университет им. Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>University of the Western Cape, Bellville, ЮАР

Метеоритные импактные события являются естественным природным механизмом реализации экстремальных РТ-условий в минеральном веществе при высокоскоростных (ударных) столкновениях. Разработка методов диагностики достигнутых РТ-условий в горных породах актуальна для планетологии и материаловедения, а также для исследования ранней истории формирования земного и внеземного вещества.

Циркон (ZrSiO<sub>4</sub>) является одним из наиболее изученных тугоплавких минералов, используемых для определения РТ-условий в импактных породах по его внутренней микроструктуре. Ударные воздействия вызывают деформации циркона, его плавление, разложение на оксиды и фазовый переход в высокобарический полиморф циркона со структурой шеелита – рейдит. Проведение лабораторных ударных экспе-

риментов является эффективным способом корреляции деформаций с заданными условиями. Настоящая работа посвящена исследованию микроструктур деформаций и механизмов формирования рейдита.

Исследованы кристаллы циркона из Шри-Ланки и Австралии, подвергшиеся ударным лабораторным давлениям 20, 40 и 60 ГПа с распространением ударной волны вдоль оси *c* [1]. Продукты эксперимента были отполированы перпендикулярно оси *c*. Изображения в обратно рассеянных электронах (BSE) и катодолюминесценции (CL), а также карты ориентаций регистрировались на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira, оснащенный детектором дифракции отраженных электронов (EBSD) Oxford NordlysNano; КР-спектры и гиперкарты получены на КР-спектрометре Horiba LabRAM HR800 Evolution.

По мере увеличения давления плоского ударного эксперимента от 20 до 60 ГПа, степень аморфизации (разупорядоченности) кристаллической структуры циркона увеличивается от слабой до полностью аморфной. Под давлением 20 ГПа формируется разориентация кристаллической структуры до 30°, образуются трещины спайности вдоль <100>, полосы плоских деформаций и кручения вдоль <100>, а также области повышенного нарушения кристалличности. Под давлением 40 и 60 ГПа в цирконе образуется рейдит в виде ламелей и дендритовых структур. При 40 ГПа доля рейдита менее 10% объема, а при 60 ГПа – более 50% объема экспериментального образца. Яркость BSE и CL рейдита находится между цирконом со слабой и с высокой степенью аморфизации.

В зерне циркона 40 ГПа рейдит проявляется преимущественно в виде ламелей, распространяющихся близко направлениям {100} или {110} циркона. EBSD карты показывают, что в обоих случаях рейдит имеет определенные кристаллографические отношения с зерном циркона: примерное совпадение  $\langle 110 \rangle_{\text{рейдит}} \text{ с } \langle 110 \rangle_{\text{циркон}}$  и  $\langle 110 \rangle_{\text{рейдит}} \text{ с } \langle 001 \rangle_{\text{циркон}}$ . При ударных давлениях в 60 ГПа выделено четыре текстурных домена: (1) кристаллический циркон, (2) аморфный циркон, (3) ламели рейдита и (4) дендритовый рейдит. Вероятно, реализуются два типа фазовых переходов – реконструктивный (диффузионный) и смещающий (мартенситный).

Работа выполнена в ЦКП УрО РАН «Геоаналитик» в рамках темы № АААА-А18-118053190008-2 государственного задания ИГГ УрО РАН. Дооснащение и развитие ЦКП «Геоаналитик» осуществляется при поддержке гранта Минобрнауки РФ, Соглашение № 075-15-2021-680. Образцы предоставил Leroux H., отполировал – Чебыкин Н.

### Литература

1. **Leroux, H.** Experimental shock deformation in zircon: A transmission electron microscopic study [Text] / H. Leroux, W. U. Reimold, C. Koeberl, U. Hornemann, J. C. Doukhan // Earth. Planet. Sci. Lett. – 1999. – Vol. 169, № 3–4. – P. 291–301. doi: 10.1016/S0012-821X(99)00082-5.

## DEFORMATION MICROSTRUCTURES IN ZIRCON (ZrSiO<sub>4</sub>) CRYSTALS RESULTING FROM SHOCK PRESSURES OF 20, 40, AND 60 GPa

*D. A. Zamyatin<sup>1,2</sup>, E. I. Kovaleva<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Zavaritsky Institute of Geology and Geochemistry Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

<sup>3</sup>University of the Western Cape, Bellville, South Africa

Meteorite impact events are a natural mechanism for realisation of extreme PT conditions in mineral phases during hypervelocity collisions. Developing tools for indication of the achieved PT conditions in impactites is relevant for planetology and materials science, as well as for studying early history of the formation of terrestrial and extraterrestrial material.

Zircon (ZrSiO<sub>4</sub>) is one of the best-studied refractory minerals used for estimation of the PT conditions of impact events based on its internal microstructure. Shock metamorphism causes deformation of zircon, its melting, decomposition into oxides, and phase transition to the high-pressure polymorph with scheelite

structure (reidite). Laboratory shock experiment is an effective method to directly correlate deformation microstructures with the peak PT conditions. Current work documents deformation microstructures in zircon, occurrence of reidite and mechanisms of its formation.

Zircon crystals from Sri Lanka and Australia were subjected to experimental shock pressures of 20, 40, and 60 GPa with the shock wave propagation along the *c* axis [1]. The experimental products were polished normal to the *c* axis. Backscattered electron (BSE) and cathodoluminescent (CL) images, and crystallographic orientation maps were produced using a Tescan Mira scanning electron microscope (SEM) equipped with an Oxford NordlysNano electron backscattered diffraction (EBSD) detector. Raman spectra and hypermaps were obtained with a Horiba LabRAM HR800 Evolution Raman spectrometer.

As experimental shock pressure increases from 20 to 60 GPa, the degree of amorphization (disorder) of the zircon crystal structure increases from well-ordered to completely amorphous. Under pressure of 20 GPa, misorientation of the crystal structure achieves 30°, cleavage forms parallel to {100}, as well as planar deformation bands and twist bands along {100}. In addition, areas of increased crystallinity disorder are documented. In the samples affected by 40 and 60 GPa, reidite is observed in the form of lamellae and dendritic structures. At 40 GPa, reidite constitutes less than 10% of the volume, and at 60 GPa – more than 50%. The BSE and CL brightness of reidite varies between that of well-ordered and completely amorphous zircon.

In zircon grain subjected to 40 GPa, reidite occurs as lamellae parallel to {100} and {110} zircon planes. The EBSD maps show that in both cases, reidite has defined crystallographic relationships with the host zircon grain:  $\langle 110 \rangle_{\text{reidite}} \parallel \langle 110 \rangle_{\text{zircon}}$  and  $\langle 110 \rangle_{\text{reidite}} \parallel \langle 001 \rangle_{\text{zircon}}$ . At shock pressures of 60 GPa, four textural domains were identified: (1) crystalline zircon, (2) amorphous zircon, (3) lamellar reidite, and (4) dendritic reidite. Probably, two types of phase transition are realized – reconstructive (diffusive) and displacive (martensitic).

The work was carried out as a part of the IGG UB RAS State assignment (registration No. AAAA-A18-118053190008-2) using the «Geoanalitik» shared research facilities of the IGG UB RAS. The development of the «Geoanalitik» is financially supported by the grant of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, Agreement No. 075-15-2021-680. Samples were provided by Leroux H., and polished by Chebykin N.

## References

1. **Leroux, H.** Experimental shock deformation in zircon: A transmission electron microscopic study [Text] / H. Leroux, W. U. Reimold, C. Koeberl, U. Hornemann, J. C. Doukhan // Earth. Planet. Sci. Lett. – 1999. – Vol. 169, № 3–4. – P. 291–301. doi: 10.1016/S0012-821X(99)00082-5.

4-15

## МЕТОДИКА ТЕРМОГРАВИОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

*А. Э. Запонов*

Военная академия Ракетных войск стратегического назначения имени Петра Великого, Балашиха,  
Россия

Для создания валидационного базиса разложения композиционных материалов (КМ) под действием интенсивных тепловых потоков разработана методика термогравиметрического анализа КМ. В качестве источника интенсивного теплового потока используется лазерное излучение (ЛИ). Схема экспериментальной установки для проведения термогравиметрического анализа КМ по разработанной методике показана на рис. 1.

В результате термогравиметрического анализа получают экспериментальные данные по: яркостной температуре лицевой и тыльной поверхностей; истинной температуре тыльной поверхности; коэффициенту ослабления ЛИ продуктами терморазрушения; уносу массы материала; коэффициент

пропускания ЛИ КМ. При анализе экспериментальных данных получают следующие зависимости: степень черноты КМ от температуры; показателей поглощения ЛИ продуктами терморазложения КМ и пропускания ЛИ КМ от времени и интенсивности облучения ЛИ; температур начала химических реакций и процесса сублимации от скорости нагрева; скорости уноса, глубины термодеструкции и уноса материала от времени и интенсивности облучения ЛИ.

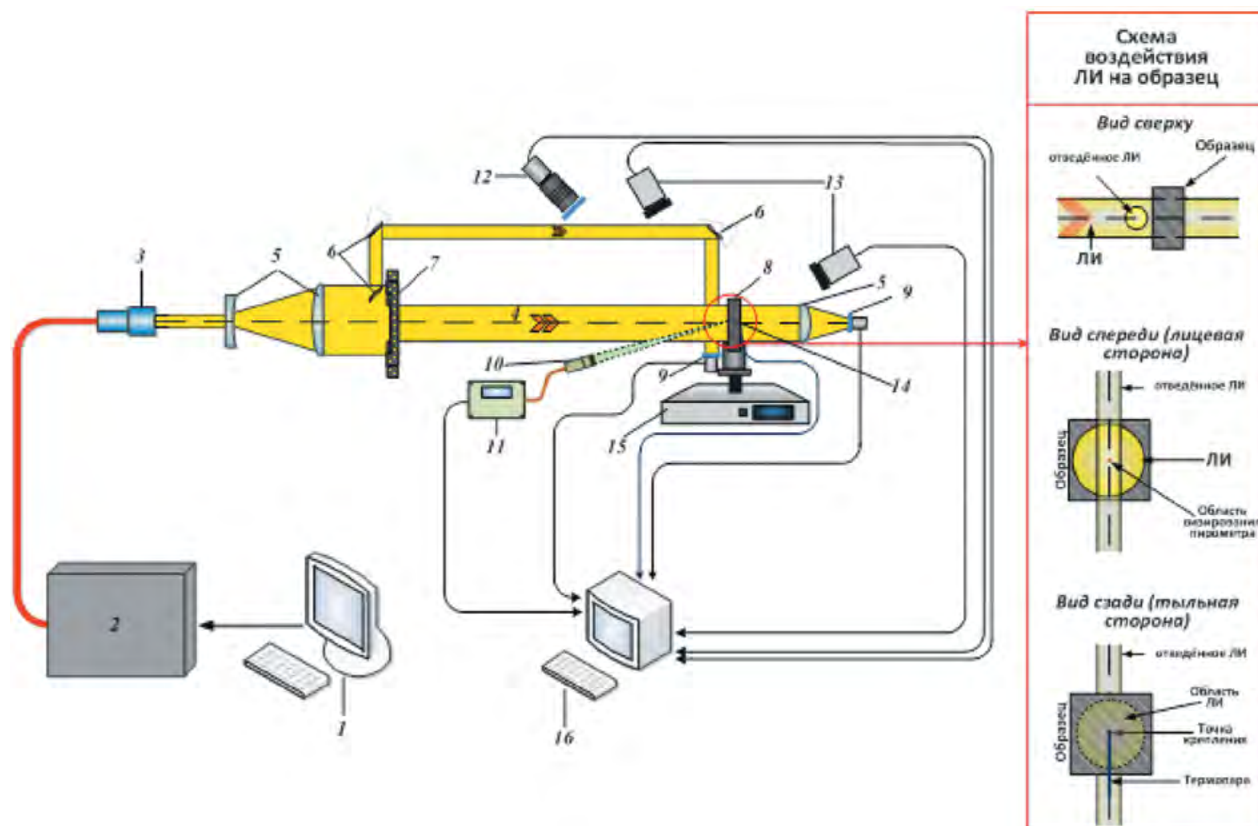


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:

- 1 – управляющий компьютер; 2 – лазер; 3 – коллиматор; 4 – ЛИ; 5 – линза; 6 – зеркало; 7 – диафрагма; 8 – образец; 9 – фотодиод со светофильтром; 10 – измерительная головка пирометра; 11 – блок анализатора пирометра; 12 – видеокамера; 13 – тепловизор; 14 – термопара; 15 – весы; 16 – система регистрации и сбора данных

Полученные данные могут быть использованы при валидации математических моделей разложения КМ под действием интенсивных тепловых потоков.

## METHOD OF COMPOSITE MATERIAL'S THERMOGRAVIOMETRIC ANALYSIS

*A. E. Zaponov*

The Military Academy of Strategic Rocket Troops after Peter the Great, Balashiha, Russia

Method of composite material's (CM) thermogravimetric analysis was developed for creation a validation basis of CM's decomposition under the influence of intense heat flows. Laser radiation (LR) is used as a source of intense heat flow. The scheme of the experimental facility for conducting thermogravimetric analysis of CM according to the developed method is shown in fig. 1.

Experimental data, as a result of thermogravimetric analysis, are obtained: brightness temperature of the front and back surfaces; temperature of the back surface; attenuation coefficient by thermodestruction products; material mass entrainment; KM's transmission coefficient of LR.



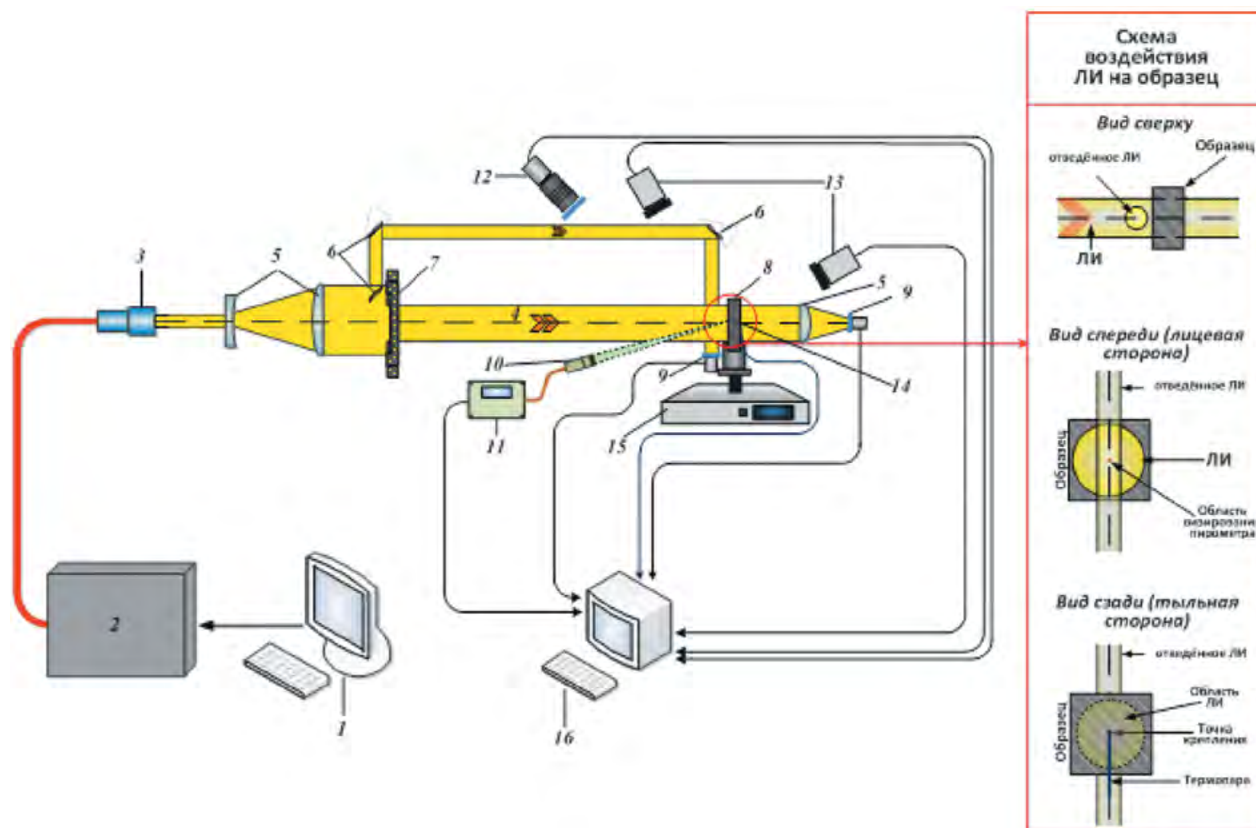


Fig. 1. The scheme of the experimental facility:

1 – control computer; 2 – laser; 3 – collimator; 4 – LR; 5 – lens; 6 – mirror; 7 – aperture; 8 – sample; 9 – photodiode with a light filter; 10 – pyrometer measuring head; 11 – pyrometer analyzer unit; 12 – video camera; 13 – thermal imager; 14 – thermocouple; 15 – scales; 16 – registration and data collection system

The following dependencies are obtained after the analysis of experimental data: KM's blackness degree on temperature; indicators of absorption by thermodecomposition products of KM and transmission of KM from the time and intensity of irradiation; initialization temperature of chemical reactions and the sublimation process on the heating rate; rate of entrainment, depth of thermal destruction and entrainment of material on the time and intensity of irradiation.

The obtained data can be used for mathematical models of KM's decomposition under the influence of intense heat flows validation.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

В. И. Зельдович<sup>1</sup>, И. В. Хомская<sup>1</sup>, Н. Ю. Фролова<sup>1</sup>, А. Э. Хейфец<sup>1</sup>, Д. Н. Абдуллина<sup>1</sup>,  
Е. А. Петухов<sup>2</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>2</sup>, Е. В. Шорохов<sup>2</sup>, А. И. Клёнов<sup>2</sup>, А. А. Пильщиков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Исследована микроструктура и механические свойства образцов аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T, полученных методом селективного лазерного плавления на 3D-принтере Realizer SLM100 [1]. Показано, что формирование структуры исследованных образцов происходит путем полного расплавления исходного порошка и охлаждения расплава с большой скоростью. При охлаждении расплава вначале образуется  $\delta$ -феррит, затем в результате полиморфного  $\delta \rightarrow \gamma$  превращения формируется окончательная структура аустенита. Установлено, что структура  $\delta$ -феррита, которая образовалась при кристаллизации расплава, характеризуется строгой периодичностью. Периодичность определяется параметрами процесса получения образцов: расстоянием между соседними полосами перемещения лазерного луча (межтрековым расстоянием) и шагом подачи платформы (расстоянием между слоями). Полиморфное  $\delta \rightarrow \gamma$  превращение происходит неупорядоченным механизмом, текстура аустенита отсутствует.

Показано, что сталь, полученная методом лазерного сплавления, имеет высокие механические свойства: предел текучести, предел прочности и относительное удлинение при испытаниях на растяжение со скоростью деформации  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  составляют 320, 765 МПа и 50%, соответственно. При динамическом сжатии образцов по методу Кольского-Гопкинсона, со средней скоростью деформации  $10^3 \text{ с}^{-1}$  предел текучести и предел прочности составляют 550 и 945 МПа, соответственно.

Исследованы структурные изменения при нагреве данной стали, полученной селективным лазерным плавлением [2]. Показано, что сталь испытывает при повышении температуры нагрева последовательно возврат, полигонизацию и рекристаллизацию, как и деформированная сталь. Возврат происходит при температурах 200–300°C, полигонизация – при нагреве до 550°C, рекристаллизация начинается при 650°C. Температуры структурных изменений при нагреве в стали, полученной СЛП, существенно ниже, чем в холоднокатаной стали. Это указывает на низкую термическую стабильность структуры стали, полученной СЛП. Обнаружено образование необычной структуры шахматного типа при нагреве до 650–700°C, в интервале температур неполной рекристаллизации. Такая структура формируется за счет пересечения взаимно перпендикулярных полос мелких рекристаллизованных зерен. Геометрия «шахматной» структуры наследует геометрию структуры кристаллизации  $\delta$ -феррита.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по теме «Структура» № 122021000033-2.

### Литература

1. Зельдович, В. И. Структура и механические свойства аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного плавления [Текст] / В. И. Зельдович, И. В. Хомская, Н. Ю. Фролова, А. Э. Хейфец, Д. Н. Абдуллина, Е. А. Петухов и др. // Физика металлов и металловедение – 2021 – Т. 122, № 5. – С. 527–534.
2. Зельдович, В. И. Структурные изменения при нагреве в аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного плавления [Текст] / В. И. Зельдович, И. В. Хомская, А. Э. Хейфец, Д. Н. Абдуллина // Физика металлов и металловедение – 2022 – Т. 123, № 9. – С. 971 – 977.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL PREPARED BY SELECTIVE LASER MELTING

*V. I. Zel'dovich<sup>1</sup>, I. V. Khomskaya<sup>1</sup>, N. Yu. Frolova<sup>1</sup>, A. E. Kheifets<sup>1</sup>, D. N. Abdullina<sup>1</sup>, E. A. Petukhov<sup>2</sup>, E. B. Smirnov<sup>2</sup>, E. V. Shorokhov<sup>2</sup>, A. I. Klenov<sup>2</sup>, and A. A. Pil'shchikov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

The microstructure and mechanical properties of chromium–nickel austenitic stainless steel fabricated by selective laser melting using a Realizer SLM100 3D printer have been investigated in this work [1]. The

structure of the studied specimens has been formed by the complete melting of the initial powder and high-speed cooling of the melt. Cooling of the melt initially leads to the formation of  $\delta$ -ferrite, and then, polymorphic  $\delta \rightarrow \gamma$  transformation results in the formation of the final austenitic structure. The structure of  $\delta$ -ferrite which formed during melt crystallization has been found to exhibit a clear pattern of periodicity. The periodicity depends on the parameters of the melting process, such as the distance between neighboring bands formed during laser-beam traveling (intertrack distance) and the step of platform feeding (distance between layers). The polymorphic  $\delta \rightarrow \gamma$  transformation takes place by a disordered mechanism and no austenite texture forms.

The steel fabricated by laser melting is shown to have high mechanical properties such as the yield strength, the ultimate tensile strength, and the tensile elongation at a strain rate of  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , which are 320, 765 MPa, and 50%, respectively. The yield strength and ultimate tensile strength of the specimens under dynamic compression by the Hopkinson–Kolskii technique at an average strain rate of  $10^3 \text{ s}^{-1}$  are 550 and 945 MPa, respectively.

It has been found that austenitic stainless steel produced by selective laser melting undergoes successive recovery, polygonization, and recrystallization as the heating temperature increases, similarly to deformed steel [2]. Recovery occurs at temperatures of 200–300°C, polygonization occurs during heating to 550°C, and recrystallization begins at 650°C. The temperatures of structural transformations are lower than those after deformation. An unusual chessboard-type structure was discovered during heating to 650–700°C (in the temperature range of incomplete recrystallization). Such structure develops as the intersection of mutually perpendicular bands of small recrystallized grains.

The work was accomplished according to the State Assignment of the Ministry of Education and Science of Russia on the theme “Structure” No. 122021000033-2.

### References

1. **Zel'dovich, V. I.** Structure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Prepared by Selective Laser Melting [Text] / V. I. Zel'dovich, I. V. Khomskaya, N. Yu. Frolova, A. E. Kheifets, D. N. Abdullina, E. A. Petukhov et al. // Phys. Met. Metallogr. – 2021 — Vol. 122, No. 5 – P. 491–497.
2. **Zel'dovich, V. I.** Structural Changes upon Heating of Austenitic Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting [Text] / V. I. Zel'dovich, I. V. Khomskaya, A. E. Kheifets, and D. N. Abdullina // Phys. Met. Metallogr. – 2022 — Vol. 123, No. 9 – P. 908–914.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ОБРАЗЦАХ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОГО 3D ПРИНТЕРА

*Д. И. Давыдов<sup>1</sup>, А. А. Пильщиков<sup>2</sup>, Н. И. Виноградова<sup>1</sup>, Н. В. Казанцева<sup>1</sup>, Е. В. Ежов<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Снежинский физико-технический институт – филиал федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Снежинск, Россия

Разработка новых жаропрочных никелевых сплавов для создания изделий авиационной техники нового поколения включена в список приоритетных стратегических направлений России. Сплавы системы Ni-Cr-Mo-Nb-Al относятся к разряду сплавов с высокой жаростойкостью и структурной стабильностью. Основными упрочняющими фазами в сплаве ХН58МБЮ (ВЖ 159) этой системы являются:  $\gamma'$ -фаза ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ), ниобиевые и хромовые карбиды, содержащие молибден ( $\text{MC}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ). Массовое содержание интерметаллидной  $\gamma'$ -фазы в этом сплаве может достигать 12%. Сплав обладает хо-

рошей свариваемостью и устойчивостью к образованию охрупчивающих ТПУ фаз. Однако, неравномерный нагрев и напряжения в зоне сварного шва способствуют снижению служебных характеристик получаемой детали. Аддитивная технология, использующая лазерную 3D печать (СЛС, селективное лазерное сплавление), позволяет получать готовые изделия сложной формы, исключая необходимость сварки. При этом, за счет высокой скорости охлаждения и термоцикличности в процессе печати в лазерном 3D принтере, в структуре полученного СЛС образца возможно образование неравновесных фаз, а также присутствует высокий уровень остаточных внутренних напряжений, что проявляется в формировании неравновесных структур. В представленном докладе рассмотрены особенности формирования равновесных и неравновесных структур в ходе лазерной 3D печати и последующей термообработки жаропрочного никелевого сплава ХН58МБЮ (ВЖ 159), применяемого для изготовления деталей газотурбинного двигателя. Образцы сплава были получены с помощью лазерного 3D принтера Realizer SLM100.

Ячеисто-дендритная структура СЛС сплава ХН58МБЮ с высокой плотностью дефектов представлена на рис.1.

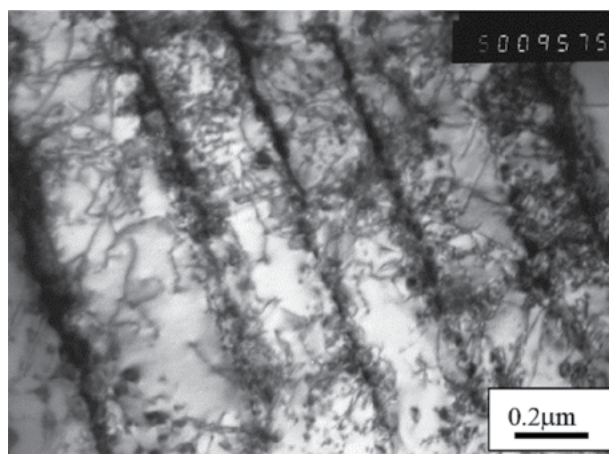


Рис. 1. Ячеисто-дендритная структура СЛС сплава ХН58МБЮ

Работа выполнена по программе ИФМ УрО РАН «Аддитивность» 121102900049-1.

## INVESTIGATION OF THE DEFECTIVE STRUCTURE IN SAMPLES OF A NICKEL HEAT-RESISTANT ALLOY MANUFACTURED WITH A LASER 3D PRINTER

*D. I. Davydov<sup>1</sup>, A. A. Pilshchikov<sup>2</sup>, N. I. Vinogradova<sup>1</sup>, N. V. Kazantseva<sup>1</sup>, E. V. Ezhov<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Snezhinsky Institute of Physics and Technology – branch of the Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Professional Education “National Research Nuclear University “MEPHI”, Snezhinsk, Russia

The development of new heat-resistant nickel alloys for the creation of new generation of aircraft products is included in the list of priority strategic directions in Russia. Alloys of the Ni-Cr-Mo-Nb-Al system belong to the category of alloys with high heat resistance and structural stability. The main hardening phases in the (VZh 159) alloy of this system are  $\gamma'$ -phase ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ), niobium and chromium carbides containing molybdenum ( $\text{MC}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ). The volume content of the intermetallic  $\gamma'$ -phase in this alloy can reach up to 12%. The VZh 159 alloy has good weldability and resistance to the formation of embrittling topologically close packed (TCP) phases. However, uncontrolled heating and stresses in the weld zone contribute to a decrease in the service characteristics of the resulting part. Additive technology using laser 3D printing (L-PBF, laser powder bed fusion) allows you to obtain finished products of complex shape, eliminating

the need for welding. At the same time, due to the high cooling rate and thermal cycling during printing in a 3D laser printer, the formation of nonequilibrium phases is possible in the structure of the obtained L-PBF sample. There is also a high level of residual internal stresses in L-PBF materials, which manifests itself in the formation of nonequilibrium structures. In the presented report, the features of the formation of equilibrium and non-equilibrium structures during of 3D laser printing and subsequent heat treatment of the heat-resistant nickel alloy of the Ni-Cr-Mo-Nb-Al system (VZh 159), used for the manufacture of gas turbine engine parts, are considered. Alloy samples were obtained using a Realizer SLM100 laser 3D printer.

The cellular-dendritic structure of the obtained L-PBF alloy (VZh 159) with a high density of defects is shown in fig.1.

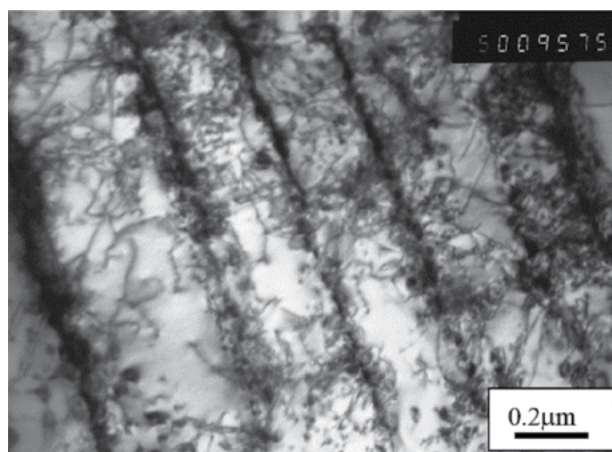


Fig.1. Cellular-dendritic structure of the L-PBF alloy (VZh 159)

The work was carried out according to the Institute of Metal Physics, program “Additivity” 121102900049-1.

4-18

## **СПОСОБЫ УВЕЛИЧЕНИЯ МАКСИМАЛЬНОЙ БАЗЫ РЕГИСТРАЦИИ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ДАЛЬНОМЕРА**

*С. А. Финюшин, А. В. Фёдоров, Е. А. Чудаков, И. В. Шмелев, Д. А. Калашиников,  
Е. А. Разумков, А. М. Тарасов, Т. О. Складнева*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

Экспериментальный метод квазинепрерывной лазерной регистрации перемещения отражающих поверхностей [1, 2] развивается в РФЯЦ – ВНИИЭФ с 2015 г. Разработанный на его основе комплекс лазерного дальномера позволяет осуществлять исследования быстропротекающих процессов с помощью прецизионной регистрации координат исследуемых объектов. Показана возможность получения с его помощью экспериментальной информации о перемещении поверхностей различного структурного характера: сплошной и фрагментированный материал, струйные течения, пылевые потоки частиц [3, 4]. Однако согласно подтвержденным техническим характеристикам предельная база регистрации комплекса составляет 20 мм, что не удовлетворяет требованиями целого ряда постановок экспериментов и существенно ограничивает возможности соответствующей методики измерений. В настоящей работе рассматриваются способы увеличения указанного значения с помощью модификации используемой оптической схемы лазерного дальномера, а также приводятся результаты серии экспериментов по подтверждению эффективности предложенных технических решений.

На первом этапе исследований модификация комплекса лазерного дальномера осуществлялась в части совершенствования дисперсионных элементов – блоков оптической схемы, отвечающих за уширение фемтосекундных лазерных импульсов. В базовом составе комплекса функцию дисперсионных элементов выполняют бухты с линиями оптоволокна типа smf28. Одной из целей настоящей работы являлось исследование возможности использования по указанному назначению специализированных оптических блоков – модулей компенсации дисперсии. Они изготавливаются на основе волокна с компенсацией дисперсии стандарта dcf38, что позволяет сократить потери в мощности проходящего сигнала. Характерные экспериментальные данные, полученные с использованием дисперсионных элементов указанного типа, представлены на рис. 1.

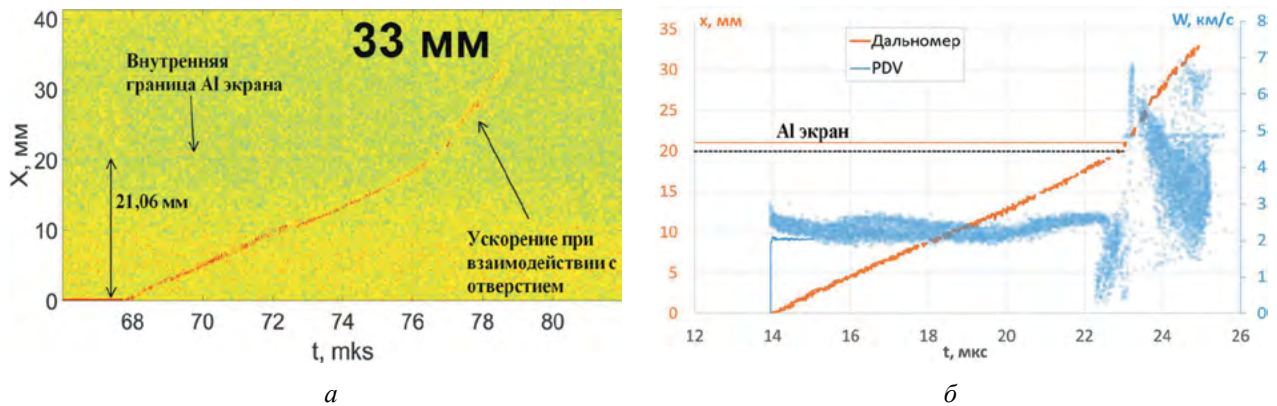


Рис. 1. Характерные экспериментальные данные:  
*a* – спектрограмма перемещения; *б* – сравнительная диаграмма

Альтернативным способом увеличения максимальной базы регистрации является добавление в участок опорного плеча интерферометра дополнительной ветви, увеличенной по длине относительно основного участка на значение большее или равное максимальной базе регистрации оптической схемы в штатном варианте. В этом случае итоговый сигнал образуется вначале на основе опорного сигнала проходящего через параллельную ветвь, а затем при интерференции отраженного излучения с опорным, проходящим по основному тракту плеча. В результате обеспечивается регистрация перемещения исследуемого объекта на базе, удвоенной относительно исходной. Описанная модификация оптической схемы лазерного дальномера тестировалась в серии опытов. Характерные экспериментальные результаты, полученные в одном из них, представлены на рис. 2.

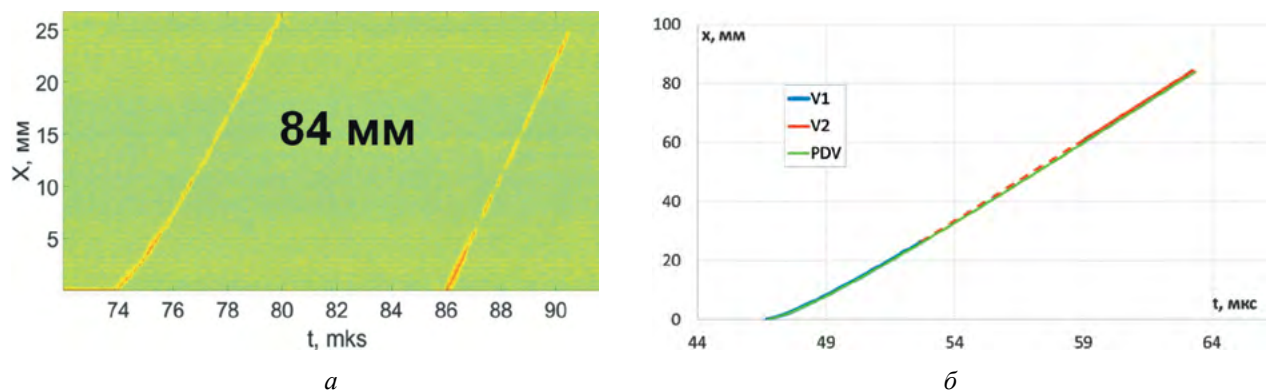


Рис. 2. Характерные экспериментальные данные:  
*a* – спектрограмма перемещения; *б* – сравнительная диаграмма

В рамках проведенных исследований предложены и экспериментально отработаны способы увеличения максимальной базы регистрации методом лазерного дальномера.

## Литература

1. **Xia, H.** Ultrafast and Doppler-free femtosecond optical ranging based on dispersive frequency-modulated interferometry [Text] / H. Xia, and C. Zhang // *Opt. Express* – 2010. – Vol. 18. – P. 4118–4129.
2. **La Lone, B. M.** Simultaneous broadband laser ranging and photonic Doppler velocimetry for dynamic compression experiments [Text] / B. M. La Lone, B. R. Marshall, E. K. Miller, G. D. Stevens, W. D. Turley, and L. R. Veaser // *Rev. Sci. Instrum.* – 2015. – Vol. 86. – P. 023112-1–023112-7.
3. **Калашников, Д. А.** Исследование свойств ударно нагруженных металлов с помощью одновременной лазерной диагностики скорости и перемещения зондируемой поверхности [Текст] / Д. А. Калашников, С. А. Финюшин, А. В. Фёдоров, Е. А. Чудаков, И. С. Гнутов, И. В. Шмелев, Е. А. Разумков // *Материалы IX Международной конференции «Лаврентьевские чтения по математике, механике и физике»*, Новосибирск. – 2020. – С. 183–191.
4. **Финюшин, С. А.** Регистрация параметров ударно-индуцированного пылевого потока с помощью одновременного использования методов гетеродин-интерферометра и лазерного дальномера [Текст] / С. А. Финюшин, А. В. Фёдоров, И. В. Шмелев, Е. А. Чудаков, Д. А. Калашников, И. С. Гнутов, Е. А. Разумков // *XV Международная конференция «Забабахинские научные чтения»: сборник материалов.* – Снежинск : Изд-во РФЯЦ – ВНИИТФ. – 2021. – С. 35–43.

## METHODS FOR INCREASING THE MAXIMUM REGISTRATION BASE BY THE LASER RANGEFINDER METHOD

*S. A. Finyushin, A. V. Fedorov, E. A. Chudakov, I. V. Shmelev, D. A. Kalashnikov, E. A. Razumkov, A. M. Tarasov, T. O. Sklyadneva*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics”, Sarov, Russia

The experimental method of quasi-continuous laser recording of the movement of reflecting surfaces [1, 2] has been developed at the RFNC – VNIIEF since 2015. The laser rangefinder complex developed on its basis makes it possible to study fast processes using precise registration of the coordinates of the objects under study. The possibility of obtaining with its help experimental information on the movement of surfaces of various structural nature is shown: solid and fragmented material, jet streams, dust particle flows [3, 4]. However, according to the confirmed technical characteristics, the maximum registration base of the complex is 20 mm, which does not meet the requirements of a number of experimental setups and significantly limits the possibilities of the corresponding measurement technique. In this paper, we consider ways to increase this value by modifying the used optical scheme of the laser range finder, and also present the results of a series of experiments to confirm the effectiveness of the proposed technical solutions.

At the first stage of research, the modification of the laser rangefinder complex was carried out in terms of improving the dispersion elements – optical circuit blocks responsible for the broadening of femtosecond laser pulses. In the basic composition of the complex, the function of dispersive elements is performed by coils with optical fiber lines of the smf28 type. One of the goals of this work was to study the possibility of using specialized optical units for the indicated purpose - dispersion compensation modules. They are made on the basis of dcf38 dispersion-compensated fiber, which reduces the power loss of the transmitted signal. Typical experimental data obtained using dispersive elements of this type are shown in fig. 1.

An alternative way to increase the maximum registration base is to add an additional branch to the section of the reference arm of the interferometer, increased in length relative to the main section by a value greater than or equal to the maximum registration base of the optical scheme in the standard version. In this case, the final signal is formed first on the basis of the reference signal passing through the parallel branch, and then due to the interference of the reflected radiation with the reference signal passing through the main path of the arm. As a result, the movement of the object under study is registered on a base doubled relative to the original one. The described modification of the optical scheme of the laser rangefinder was tested in a series of experiments. Typical experimental results obtained in one of them are presented in fig. 2.

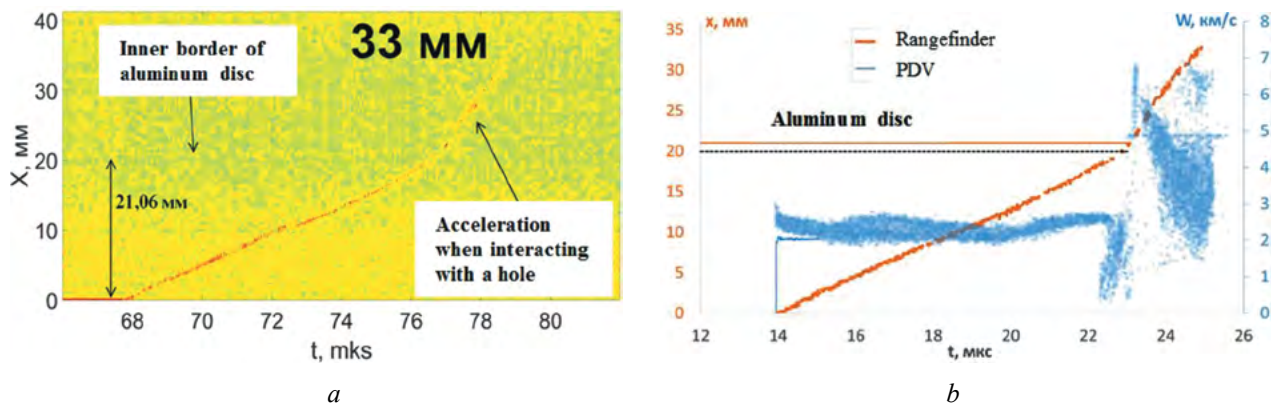


Fig. 1. Characteristic experimental data:  
*a* – displacement spectrogram; *b* – comparison chart

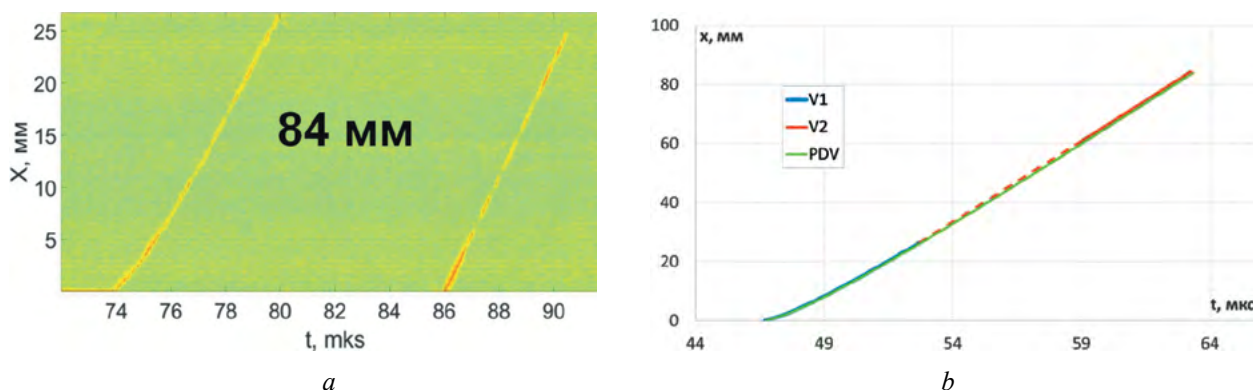


Fig. 2. Characteristic experimental data:  
*a* – displacement spectrogram; *b* – comparison chart

As part of the research, methods were proposed and experimentally developed to increase the maximum registration base by the laser rangefinder method.

## References

1. **Xia, H.** Ultrafast and Doppler-free femtosecond optical ranging based on dispersive frequency-modulated interferometry [Text] / H. Xia, and C. Zhang // *Opt. Express* – 2010. – Vol. 18. – P. 4118–4129.
2. **La Lone, B. M.** Simultaneous broadband laser ranging and photonic Doppler velocimetry for dynamic compression experiments [Text] / B. M. La Lone, B. R. Marshall, E. K. Miller, G. D. Stevens, W. D. Turley, L. R. Veaser // *Rev. Sci. Instrum.* – 2015. – Vol. 86. – P. 023112-1–023112-7.
3. **Kalashnikov, D. A.** Investigation of the properties of shock-loaded metals using simultaneous laser diagnostics of the velocity and displacement of the probed surface [Text] / D. A. Kalashnikov, S. A. Finyushin, A. V. Fedorov, E. A. Chudakov, I. S. Gnutov et al. // *Proceedings of the IX International Conference Lavrentiev Readings in Mathematics, Mechanics and Physics*. Novosibirsk. – 2020. – P. 183–191.
4. **Finyushin, S. A.** Recording the parameters of an impact-induced dust flow using the simultaneous use of heterodyne-interferometer and laser rangefinder methods [Text] / S. A. Finyushin, A. V. Fedorov, I. V. Shmelev, E. A. Chudakov, D. A. Kalashnikov et al. // *Zababahin Scientific Readings: collection of materials of the XV International Conference*. – Snezhinsk : Publishing House RFNC – VNIITF. – 2021. – P. 35–43.



## УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЯ МИНЕРАЛОВ И ГОРНЫХ ПОРОД

*А. А. Каякин, В. Г. Куделькин, И. Н. Арапов, Д. Г. Гордеев, Л. Ф. Гударенко, В. А. Карепов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

Рассмотрен подход построения широкодиапазонных уравнений состояния (УРС) минералов и горных пород, основанный на модели гетерогенной смеси окислов металлов. Модель дополнена слагаемым для учета взаимодействия компонент. Верификация модели выполнена на примере описания ударных адиабат и изотерм сжатия породообразующих минералов: энстатита, бриджманита, группы оливина (от фаялита до форстерита), магнетита и др. для которых имеются экспериментальные данные до  $\approx 1500$  ГПа. УРС компонент смеси ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeO}$ ,  $\text{MgO}$  и др.) разработаны в рамках полуэмпирической модели РОСА-МИ [1, 2] с использованием экспериментальных данных и расчетов из «первых принципов».

### Литература

1. **Гордеев, Д. Г.** Модель уравнения состояния металлов с эффективным учетом ионизации. Уравнения состояния Ta, W, Al, Be [Текст] / Д. Г. Гордеев, Л. Ф. Гударенко, А. А. Каякин, В. Г. Куделькин // Физика горения и взрыва. – 2013. – № 1. – С. 106–120.
2. **Каякин, А. А.** Уравнение состояния соединений изотопов лития с изотопами водорода [Текст] / А. А. Каякин, Л. Ф. Гударенко, Д. Г. Гордеев // Физика горения и взрыва. – 2014. – Т. 50, № 5. – С. 109–122.

## EQUATIONS OF STATE OF MINERALS AND EARTH MATERIALS

*A. A. Kayakin, V. G. Kudelkin, I. N. Arapov, D. G. Gordeev, L. F. Gudarenko, V. A. Karepov*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics”, Sarov, Russia

An approach to constructing wide-range equations of state (EOS) of minerals and earth materials basing on the model of heterogeneous mixture of metal oxides is considered. The model is supplemented with an addend to account for interactions of the components. The model was verified using examples of Hugoniot and compression isotherms description for rock-forming minerals: enstatite, bridgemanite, peridot group (from fayalite to boltonite), magnetite etc., for which there are experimental data up to  $\approx 1500$  GPa. EOS of the components of the mixture ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeO}$ ,  $\text{MgO}$  etc.) are developed within a semi-empirical model called ROSA-MI [1, 2] using experimental data and “first-principle” computations.

### References

1. **Gordeev, D. G.** The model of the equation of state of metals with effective account for ionization. Equations of state of Ta, W, Al, Be [Text] / D. G. Gordeev, L. F. Gudarenko, A. A. Kayakin, V. G. Kudelkin // Physics of burning and explosion. – 2013. – No. 1. – P. 106–120.
  2. **Kayakin, A. A.** Equation of state for lithium isotopes with hydrogen isotopes [Text] / A. A. Kayakin, L. F. Gudarenko, D. G. Gordeev // Physics of burning and explosion. – 2014. – Vol. 50, No. 5. – P. 109–122.
-

## СТРУКТУРА И ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК6, СИНТЕЗИРОВАННОГО СЕЛИКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ

*А. И. Клёнов<sup>1</sup>, А. Н. Петрова<sup>2</sup>, И. Г. Бродова<sup>2</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>1</sup>,  
А. Ю. Гармашев<sup>1</sup>, Д. П. Кучко<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина, Снежинск, Россия

<sup>2</sup>ФГБУН Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Исследованы структура и динамические свойства сетчатых образцов Al-Mg-Cu-Si сплава АК6, синтезированных методом селективного лазерного плавления (СЛП) на 3D принтере по металлу Realizer SLM100. Задача подбора оптимального режима синтеза для уменьшения дефектности структуры решалась методом одиночных треков. Варьировали мощность лазерного излучения от 100 до 200 Вт и скорость сканирования от 100 до 900 мм/с. Контролируя режимы синтеза, получены образцы разной плотности в диапазоне 700–1900 кг/м<sup>3</sup>, с различной объемно-периодической структурой, а именно, с кубической ячейкой, а также топологии типа гироид с различным соотношением размера ячейки и толщины стенки. Определено, что при мощности лазера  $P = 200$  Вт и скорости сканирования 400 мм/с в сплаве формируется оптимальная структура. Для сетчатых образцов важным параметром также является толщина слоя. Исследовано влияние параметров синтеза, направления синтеза, геометрии построения, плотности сетчатого материала на динамические механические свойства сплава в диапазоне скорости деформации  $10^2$ – $10^3$  с<sup>-1</sup>. Динамические механические свойства на сжатие определяли на установке составных стержней Гопкинсона.

Проведена серия экспериментов по нагруженную сетчатого материала с объемно-периодической структурой типа гироид ударными волнами. Представлены зарегистрированные в эксперименте сигналы от манганинового датчика в координатах  $\sigma_{xx}(t)$ . В результате произведена оценка демпфирования ударной волны в зависимости от плотности и периода ячейки сетчатых образцов, а также толщины демпфирующего экрана. Установлено, что амплитуда ударной волны снижается с 33,3 до 23,9–27,6 ГПа при прохождении ударной волны через сетчатый материал. Среди исследованных образцов, сетчатый материал с периодом решетки 3 мм и толщиной стенки 0,2 мм обеспечивает наибольшее затухание ударной волны. Увеличение толщины экрана с 9 до 15 мм уменьшает давление ударной волны на 24%.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура», № 122021000033-2).

Структурные исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

## STRUCTURE AND DYNAMIC PROPERTIES OF SELECTIVE LASER MELTING ALUMINUM AK6 ALLOY

*A. I. Klenov<sup>1</sup>, A. N. Petrova<sup>2</sup>, I. G. Brodova<sup>2</sup>, E. B. Smirnov<sup>1</sup>, A. Yu. Garmashev<sup>1</sup>, D. P. Kuchko<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

<sup>2</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

The structure and dynamic properties of Al-Mg-Cu-Si AK6 alloy mesh samples synthesized by selective laser melting (SLM) using Realizer SLM100 3D metal printer were investigated. The problem of choosing the optimal synthesis parameters for reducing structural defects was solved by the method of single tracks. Laser power ranged from 100 to 200 W and scanning speed from 100 to 900 mm/s. Controlling the synthesis parameters, samples of different density (700–1900 kg/m<sup>3</sup>), with different volume-periodic structure, namely,

with cubic cell, hyroide type topology, with different ratio of cell size and wall thickness were obtained. It was determined that the laser power  $P = 200$  W and the scanning speed 400 mm/s allowed to form the optimal structure in the alloy. Layer thickness is also an important parameter for mesh samples. Influence of parameters of synthesis, direction of synthesis, geometry of synthesis, and density of mesh material on dynamic mechanical properties of alloy were investigated in the range of deformation rate of  $10^2$ – $10^3$  s<sup>-1</sup>. Dynamic mechanical properties were determined on the split Hopkinson bar.

A series of shock waves experiments were carried out on the mesh material with a volume-periodic hyroide type structure. Experimental signals recorded by manganin gauge are presented in  $\sigma_{xx}(t)$  coordinates. As a result, the shock wave damping was estimated according to the density and cell period and thickness of the mesh samples. It was established that the shock wave amplitude decreases from 33.3 to 23.9–27.6 GPa when passed through the mesh material. Among the samples examined, a mesh material with a cell period of 3 mm and a wall thickness of 0.2 mm provides the greatest shock wave attenuation. Increasing the screen thickness from 9 to 15 mm reduces the impact pressure by 24%.

The work was performed within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (topic «Structure», №122021000033-2).

Structural studies were carried out using the equipment of center for collective use «Test Center of Nanotechnology and Advanced Materials» of IMP UB RAS.

## МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО ДИАПАЗОНА ХРОНОГРАФИЧЕСКИХ ЭЛЕКТРОННО-ОПТИЧЕСКИХ РЕГИСТРАТОРОВ

*П. И. Коновалов, А. Ю. Соколов, Р. И. Нуртдинов, А. С. Долотов, Д. В. Никишин,  
Д. И. Сметанкин, М. П. Викулин, А. В. Щербаков, В. В. Муханов, И. А. Ефимов*

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н. Л. Духова», Москва,  
Россия

Динамический диапазон (ДД) хронографических электронно-оптических регистраторов (ЭОР) ограничивается как параметрами электронно-оптических преобразователей (ЭОП), входящих в его состав, так и способами их согласования друг с другом и с регистрирующей камерой (системой считывания).

Хронографический ЭОП, являющийся основой любого ЭОР, ограничен по нижнему уровню ДД, который должен соответствовать критерию различимости сигнала (обычно, минимум 3 значениям среднеквадратического отклонения (СКО) уровня яркости экрана при отсутствии сигнала на фотокатоде), чувствительностью фотокатода и коэффициентом преобразования, а по верхнему уровню ДД – энергией регистрируемого излучения, при котором для заданной длительности импульса наблюдается увеличение длительности его отклика (на полувысоте) на 20% от исходного значения, т. е. при котором происходит ухудшение временного разрешения прибора.

Причинами ухудшения временного разрешения являются, как известно, процессы, связанные с нарушением эквипотенциальности электрического поля вблизи фотокатода из-за его недостаточно высокой проводимости, искажения поля поверхностными состояниями, образования объемного отрицательного заряда в кроссовере и у поверхности раздела фотокатод-вакуум вследствие эмиссии большого количества электронов, которое приводит к растягиванию электронного потока как по временной, так и по пространственным осям. При работе с короткими импульсами также немаловажными факторами, влияющими на временное разрешение, являются хроматическая абберация фотоэлектронного потока и инерционность процесса фотоэмиссии.

ЭОП – усилитель яркости (ЭОП–УЯ), применяемый в ЭОР для усиления слабого сигнала с экрана хронографического ЭОП, ограничивает максимально возможное значение ДД регистратора по ниж-

нему уровню из-за недостаточно высокого отношения сигнал/шум, которое к тому же неизбежно снижается при повышении напряжения на микроканальной пластине (МКП) для обеспечения высокого значения усиления. По верхнему порогу ЭОП–УЯ ограничивает максимально возможное значение ДД своим собственным пределом линейности преобразования, при превышении которого происходит срез вершины отклика на входной импульс.

При согласовании ЭОП друг с другом и с системой считывания необходимо, с одной стороны, обеспечить достаточное усиление ЭОП–УЯ для обеспечения регистрации минимального уровня сигнала с хронографического ЭОП на нижнем пороге (при котором яркость изображения полезного сигнала, считываемого с экрана ЭОП–УЯ, будет превышать минимум в 3 раза значение СКО фона этого изображения). С другой стороны, выбранное усиление ЭОП–УЯ не должно приводить к насыщению системы считывания в случае передачи на нее сигнала, соответствующего энергии регистрируемого излучения на верхнем уровне ДД хронографического ЭОП.

Исходя из вышесказанного, становятся очевидными основные пути достижения высоких значений ДД регистрации: увеличение ДД хронографического ЭОП, увеличение отношения сигнал/шум ЭОП–УЯ, особенно при больших значениях усиления, применение систем считывания с высокой чувствительностью и низким уровнем шума.

В работе представлен ряд конструкторских, технологических и методологических решений, разработанных во ФГУП «ВНИИА», позволяющих снизить влияние указанных выше причин ограничения максимально возможных значений ДД ЭОР.

Показано, что влияние объемного отрицательного заряда в прикатодной области может быть снижено за счет перехода на металлокерамический корпус хронографических ЭОП и применения для их изготовления технологии финишной сборки методом переноса [1]; показана возможность снижения объемного отрицательного заряда в кроссовере за счет применения вновь разработанной электронно-оптической системы хронографических ЭОП, построенной на базе оптики «пушки Пирса», формирующей ленточный пучок электронов [2].

Продемонстрировано, что влияние низкой проводимости фотоэмиссионного слоя может быть снижено путем применения специальной проводящей подложки конденсаторного типа [3], а также заменой классических фотокатодов, созданных на базе антимонидов щелочных металлов, на полупроводниковые АЗВ5-фотокатоды [4]. Описаны потенциальные возможности снижения хроматической аберрации и инерционности фотоэмиссии за счет разработки специального дизайна АЗВ5-фотокатодов.

Изложены технологические методы повышения отношения сигнал/шум ЭОП УЯ [5,6] за счет применения способа двустороннего электронно-лучевого обезгаживания МКП и перехода на АЗВ5-фотокатоды.

В работе показаны уже достигнутые в результате внедрения предложенных решений характеристики хронографических ЭОП и ЭОР (ДД хронографического ЭОП для длительности импульса 500 пс составил от 8000 для классических фотокатодов до 24 000 для АЗВ5-фотокатодов, ДД ЭОР – 2000 для хронографических ЭОП с классическими фотокатодами), а также возможности их дальнейшего увеличения.

## Литература

1. **Sokolov, A. Yu.** Streak Tubes for Diagnostics of Lasers and Plasmas [Text] / A. Yu. Sokolov et.al. // Journal of Physics: Conference Series. – 2016. – Vol. 747, No. 1. – P. 012067.
2. **Пат. N RU 2777837 C1 Российская Федерация, МПК H01J 31/50.** Катодный узел хронографического электронно-оптического преобразователя [Текст] / Коновалов П. И., Спахов А. В., Соколов А. Ю. ; опубл. 11.08.2022. – 14 с. : ил.
3. **Пат. N 185547 U1 Российская Федерация, МПК H01J 40/0.** Фотокатод для импульсных фотоэлектронных приборов [Текст] / Соколов А. Ю., Долотов А. С., Коновалов П. И., Прянишников И. Г., Рогатовская А. М. ; опубл. 14.12.2018. – 14 с.: ил.
4. **Сахаровский, А. В.** Хронографический электронно-оптический преобразователь для видимого и ближнего ИК-диапазона [Текст] / А. В. Сахаровский и др. // V Международная конференция

«Лазерные, плазменные исследования и технологии» ЛаПлаз-2019: Сборник научных трудов. – М. : НИЯУ МИФИ, 2019. – Ч. 2. – С. 254–255.

5. Патент N RU 2616973 C1 Российская Федерация, МПК H01J 9/02, H01J 31/50, H01J 43/04. Способ изготовления фотоэлектронного прибора [Текст] / Викулин М. П., Долотов А. С., Коновалов П. И., Нуртдинов Р. И., Соколов А. Ю. ; опубл. 19.04.2017. – 9 с. : ил. – Текст: непосредственный.

6. Коновалов, П. И. дис. канд. тех. наук: 05.27.06 [Текст]. – М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2010.

## METHODS FOR INCREASING THE STREAK CAMERA DYNAMIC RANGE

*P. I. Konovalov, A. Yu. Sokolov, R. I. Nurtdinov, A. S. Dolotov, D. V. Nikishin, D. I. Smetankin, M. P. Vikulin, A. V. Shcherbakov, V. V. Mukhanov, I. A. Efimov*

Dukhov Automatics Research Institute (VNIIA), Federal State Unitary Enterprise, Moscow, Russia

The streak camera dynamic range (DR) is restricted both by the parameters of streak tube and image intensifier tube constituting the streak camera, and by the ways they interact with each other and with the readout camera (reading system).

The dynamic range lower limit of the streak tube, which is the main part of any streak camera, must meet the signal discrimination criterion (usually, at least 3 standard deviations (SD) of the screen brightness level when there is no signal on the photocathode) and is limited by the photocathode sensitivity and the gain factor. The upper limit of the dynamic range is restrained by the detected radiation energy, at which there is an increase in the response duration (at half-height) by 20% of the initial value for a given pulse duration, i. e. at which the temporal resolution degrades.

As known, the reasons for the temporal resolution degradation are the processes associated with the electric field equipotentiality disturbance near the photocathode due to the lack of conductivity, the field distortion by surface states, and the space charge generation in the crossover and near the photocathode-vacuum interface due to emitting the large number of electrons that causes the electron flow expansion both along the temporal and spatial axes. When using the short pulses, the photoelectron flow chromatic aberration and the lag of photoemission process are also significant factors affecting the temporal resolution.

The image intensifier tube (IIT) used in the streak camera for intensifying a weak signal from the streak tube screen restrains the lower limit of the maximum possible value of the DR due to the low signal-to-noise ratio, which, moreover, inevitably decreases when the micro-channel plate (MCP) voltage increases to ensure a high amplification. The IIT restrains the upper limit of the maximum possible value of the DR to its own limit of the conversion linearity, when exceeded, the vertex of the response to the input pulse is cut.

When coordinating the streak tube and the image intensifier tube with each other and with the reading system, on the one hand, it is necessary to provide sufficient amplification by IIT to ensure the detection of the minimum signal from the streak tube at the lower limit level (where the image brightness of the useful signal read from the IIT screen exceeds the value of this image background SD for at least 3 times). On the other hand, the selected gain of IIT should not lead to the reading system saturation when it reads a signal corresponding to the radiation energy detected at the upper limit of the streak tube dynamic range.

Proceeding from the above, the main ways to achieve the high values of the dynamic detection range are: increasing the streak tube DR, increasing the signal-to-noise ratio of IIT, especially at high gain values, using the reading systems with high sensitivity and low noise.

The paper presents a number of design, technological and methodological solutions developed at FSUE “VNIIA” that allow for reducing the impact of the above effects limiting the maximum possible values of the streak camera DR.

It is shown that the effect of the space charge near the cathode can be reduced by using the streak tubes with a metal-ceramic housing manufactured using the final assembly with transfer method [1]. The possible of the space charge decreasing in the crossover due to the use of a newly developed electron-optical system of the streak tubes built on the basis of the “Pierce gun” optic generating the line-focus electron beam is also shown [2].

It is demonstrated that the effect of low conductivity of the photoemission layer can be reduced by using a special conductive capacitor-type substrate [3], as well as by replacing the conventional photocathodes based on alkali metal antimonides with the semiconductor A3B5-photocathodes [4]. The potential reduction of the chromatic aberration and photoemission lag as a result of a special design of the A3B5 photocathodes is described.

The technological methods for increasing the IIT signal-to-noise ratio [5, 6] by using the two-sided electron scrubbing of MCP and the A3B5 photocathodes are described.

The paper presents the streak tube and streak camera characteristics achieved as a result of the proposed solutions implementation (streak tube dynamic range for 500 ps pulse varies from 8000 for conventional photocathodes to 24000 for A3B5 photocathodes, the streak camera dynamic range is 2000 for the streak tubes with conventional photocathodes), as well as the potential for their further increase.

### References

1. **Sokolov, A. Yu.** Streak Tubes for Diagnostics of Lasers and Plasmas [Text] / A. Yu. Sokolov et.al. // Journal of Physics: Conference Series. – 2016. – Vol. 747, No. 1. – P. 012067.
2. **Patent RF, no. 2777837.** Katodnyi uzel khronograficheskogo elektronno-opticheskogo preobrazovatelya [Cathode assembly of a streak tube] [Text] / Kononov P. I., Spakhov A. V., Sokolov A. Yu. – 2022 (in Russian).
3. **Patent RF, no. 185547.** Fotokatod dlya impulsnykh fotoelektronnykh priborov [Photocathode for pulsed photoelectronic devices] [Text] / Sokolov A. Yu., Dolotov A. S., Kononov P. I., Pryanishnikov I. G., Rogatovskaya A. M. – 2018 (in Russian).
4. **Sakharovsky, A. V.** Streak Tubes for visible and near-infrared region [Text] / A. V. Sakharovsky et al. // Proceeding of V International conference on Plasma&Laser Research and Technologies LaPlas-2019. – M. : NRNU MEPhI, 2019. – Vol. 2. – P. 254–255 (in Russian).
5. **Patent RF, no. 2616973.** Sposob izgotovleniya fotoelektronnogo pribora [Method of manufacturing a photoelectronic device] [Text] / Vikulin M. P., Dolotov A. S., Kononov P. I., Nurtdinov R. I., Sokolov A. Yu. – 2017 (in Russian).
6. **Kononov, P. I.** Cand. Sci. (Technical) Dissertation [Text]. – M. : Bauman MSTU, 2010.

## РЕАКЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ ПОРОШКА АСД-6, МОДИФИЦИРОВАННОГО ГИДРОГЕЛЕМ $V_2O_5$

*В. Г. Шевченко, В. Н. Красильников, А. В. Конюкова, Д. А. Еселевич*

Институт химии твердого тела УРО РАН, Екатеринбург, Россия

E-mail: shevchenko@ihim.uran.ru

Разработка новых образцов специальной техники требует создания более эффективных материалов для реализации повышения ее тактико-технических характеристик. В связи с этим, представляет интерес поиска новых металлических горючих на основе дисперсного алюминия с повышенной реакционной активностью. Ранее нами разработан способ модификации порошка АСД-4 гелями пентоксида ванадия, с целью повышения полноты и скорости сгорания [1].

На базе технологии распыления жидкого алюминия (АСД-6), разрабатываются новые порошкообразные материалы, повышающие скорость горения и снижающие двухфазные потери за счет модификации поверхности частиц алюминия, созданными гидро- и сольвогелями, содержащими ванадий. Известно, что гели обладают высокой способностью пропитки дисперсных материалов и оксидных поверхностей, образуя устойчивые пленки. Методами ТГ и ДСК в условиях нагрева на воздухе до 1200°C со скоростью 10°C/мин получены данные о ходе процесса окисления порошка АСД-6, модифицированного пропиткой гелем  $V_2O_5$ . Модификация реальной поверхности порошка приводит

к смещению начала активного взаимодействия в область более низких температур. При этом, резко возрастает удельное тепловыделение.

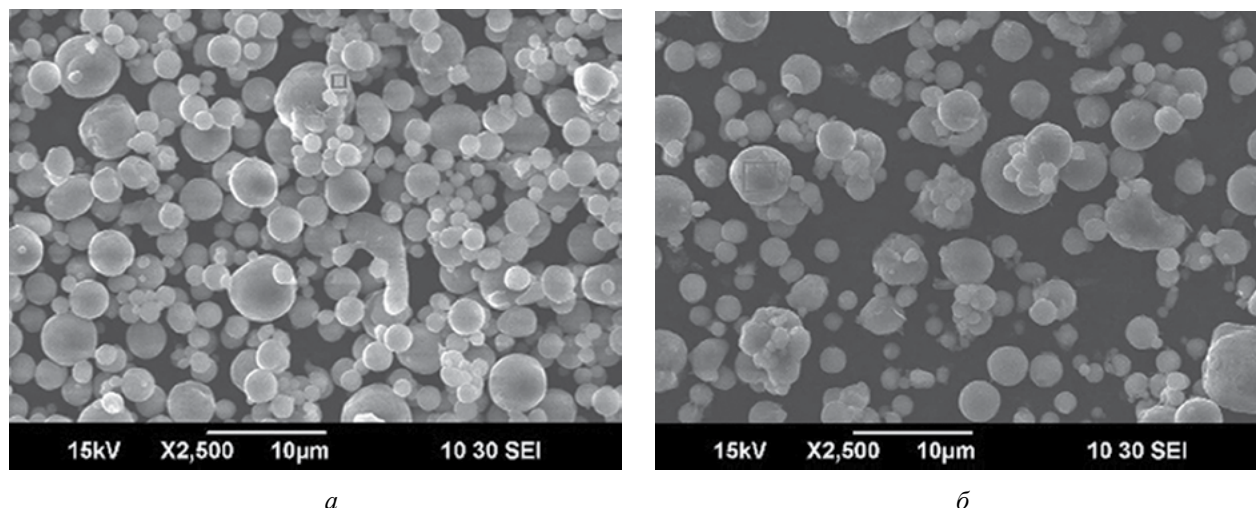


Рис. 1. Морфология частиц порошка АСД-6 (а) и модифицированного гидрогелем (б)

Методам электронной микроскопии (рис. 1) получены сведения об активности модифицированных порошков в условиях программируемого нагрева в окислительной среде для понимания физико-химических процессов на границах раздела фаз.

Работа выполнена в соответствии с гос. заданием Института химии твердого тела УрО РАН № АААА-А19-119031890028-0

### Литература

1. Пат. № 2509790 Российская Федерация, МПК С09К8/60 В22F1/00 С01F7/42. Способ активации порошка алюминия [Текст] / Шевченко В. Г., Еселевич Д. А., Конюкова А. В., Красильников В. Н. ; заявитель и патентообладатель Институт химии твердого тела УрО РАН ; заявл. 12.05.2012 ; опубл. 20.03.2014, Бюл. № 8.

## THE REACTIVITY OF ASD-6 POWDER MODIFIED BY V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> HYDROGEL

*V. G. Shevchenko, V. N. Krasilnikov, A. V. Konyukova, D. A. Eselevich*

Institute of Solid State Chemistry UB RAS, Ekaterinburg, Russia

E-mail: shevchenko@ihim.uran.ru

The development of new types of special equipment requires the creation of more efficient materials to improve its performance characteristics. In this regard, it is of interest to search for new metal fuels based on dispersed aluminum with increased reactivity. Previously, we have developed a method for modifying ASD-4 powder by vanadium pentoxide gels in order to increase the completeness and rate of combustion [1].

On the basis of liquid aluminum sputtering technology (ASD-6), new powder materials are being developed that increase the burning rate and reduce two-phase losses due to the modification of the surface of aluminum particles created by hydro- and solvogels containing vanadium. It is known that gels have a high ability to impregnate dispersed materials and oxide surfaces, forming stable films. By TG and DSC methods under conditions of heating in air up to 1200°C at a rate of 10°C/min. data were obtained on the course of the process of oxidation of ASD-6 powder modified by impregnation with V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> gel. Modification of the real surface of the powder leads to a shift in the onset of active interaction to lower temperatures. At the same time, the specific heat release sharply increases.

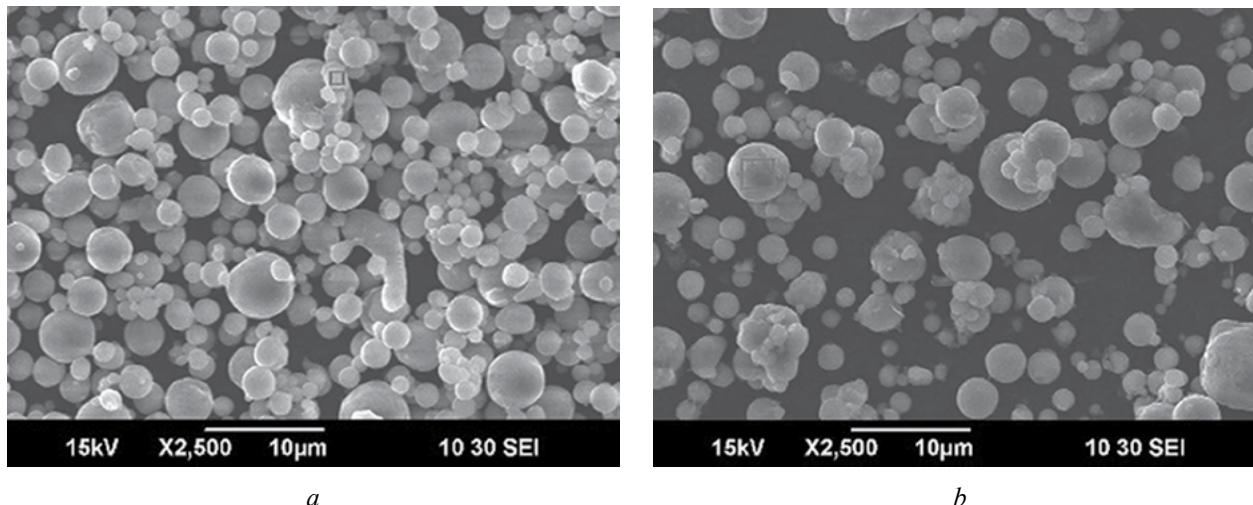


Fig. 1. Morphology of particles of ASD-6 powder (a) and modified by hydrogel (b)

Using electron microscopy (fig. 1) methods, information was obtained on the activity of modified powders under conditions of programmed heating in an oxidizing environment to understand the physicochemical processes at the phase boundaries.

The present work was performed in accordance with a state order to the Institute of Solid State Chemistry, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, № AAAA-A19-119031890028-0

### References

1. **RF patent № 2509790.** Method of activating aluminum powder [Text] / Shevchenko V. G., Eselevich D. A., Konyukova A. V., Krasilnikov V. N. ; Published 03/20/2014, Bull. No. 8.

4-23

## О ТОЧНОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ОТКОЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПО ДАННЫМ ИЗМЕРЕНИЙ НА КОНТАКТНОЙ ПОВЕРХНОСТИ

*А. В. Красильников, В. Н. Ногин, А. А. Дегтярев, Д. Т. Юсупов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

E-mail: krasilnikovav@vniitf.ru

Получено аналитическое решение задачи о форме откольного сигнала в рамках модели мгновенного разрушения для простейшего уравнения состояния конденсированного вещества  $P = (\gamma - 1)\rho E + C_{0k}^2(\rho - \rho_{0k})$ . Показано, что традиционно используемая для оценок откольной прочности формула

$$\sigma_{\text{отк}} = \frac{1}{2}\rho_0 C_0 (U_{\text{max}} - U_{\text{min}}),$$

где  $U_{\text{max}}$  – максимальная скорость свободной поверхности,  $U_{\text{min}}$  – скорость поверхности перед выходом откольного импульса, для ударных волн с трапециoidalным профилем может приводить к ошибке до 30% в величине откольной прочности. Результаты численного моделирования экспериментов по столкновению пластин из нержавеющей стали реальным уравнением состояния с учетом современных упругопластических моделей показали, что выводы, полученные при анализе аналитического



решения, справедливы и для уточненной формулы Г. И. Канеля [1] для расчета откольной прочности. С целью проверки полученных соотношений проведены ударно-волновые эксперименты с пластинами из нержавеющей стали 12X18H10T на легкогазовой пушке.

### Литература

1. **Канель, Г. И.** Ударно-волновые явления в конденсированных средах [Текст] / Г. И. Канель, С. В. Разоренов, А. В. Уткин, В. Е. Фортов. – М. : «Янус-К», 1996.

## ACCURACY OF SPALL STRENGTH DETERMINATION FROM MEASUREMENTS ON THE CONTACT SURFACE

*A. V. Krasilnikov, V. N. Nogin, A. A. Degtayrov, D. T. Yusupov*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

E-mail: krasilnikovav@vniitf.ru

An analytical solution is obtained for the spall signal waveform within the scope of an instantaneous failure model for the simple equation of condensed matter state,  $P = (\gamma - 1)\rho E + C_{0k}^2(\rho - \rho_{0k})$ . It is shown that the formula

$$\sigma_{\text{отк}} = \frac{1}{2}\rho_0 C_0 (U_{\text{max}} - U_{\text{min}})$$

with  $U_{\text{max}}$  standing for the maximal free surface velocity and  $U_{\text{min}}$  for the velocity before the spall pulse, which is traditionally used for spall strength estimation, may give errors to 30% in case of shocks with the trapezoidal profile. Results obtained in the simulation of experiments on the collision of stainless steel plates by a real equation of state with account for state-of-the-art elastoplastic models show that the inferences from the analysis of the analytical solution are also valid for the improved formula by G. I. Kanel [1] for spall strength. The resulted relationships were verified in light-gas gun shock experiments with 12X18H10T stainless steel plates.

### References

1. **Kanel, G. I.** Shock-wave phenomena in condense media [Text] / G. I. Kanel, S. V. Razoryonov, A. V. Utkin, and V. E. Fortov. – М. : Yanus-K Publishers, 1996.

## МОДИФИЦИРОВАНИЕ ТЕХНИЧЕСКИХ МАРОК АЛЮМИНИЯ

*Б. П. Толочко, В. А. Кузнецов, А. А. Жданок, З. А. Коротаева,  
М. А. Михайленко, Л. К. Бердникова*

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

К техническому по чистоте алюминию относят все сырье с содержанием примесей от 0,15 до 1%. Группа технического алюминия представлена российскими марками А0, А5, А6, А7, А8, А85. Их применяют для изготовления проводов, прокладок и приготовлению сплавов.

Была проведена плавка алюминия марки А6. Модификаторы вводили в форму. Формовочная смесь – песчанно-глинистая. Вес образца в литейной форме до 1,5 кг. Количество образцов в виде цилиндров 20×150 мм для испытаний в одной литейной форме – три (три стойки и центральный стояк, который не используется для механических испытаний). В качестве модификаторов применяли многостенные углеродные нанотрубки МУНТ с Cu, Mg и  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  после обработки смесей в механохимическом активаторе АГО-2 [1] при 60g в течение 1 минуты. Концентрация МУНТ в образце соста-

вила 0,015 мас.%. Механические свойства стандартного образца с содержанием алюминия 99,6%, полученного прокатом даны в [2]. Было отмечено, что у образцов с нанотрубками наблюдается измельчение макроструктуры и равномерная кристаллизация по всей длине образца (образцы из нижней и верхней части цилиндров примерно одинаковые). Образцы без нанотрубок имеют различные макроструктуры по длине образца, что говорит о неравномерной кристаллизации по объему (длине) образца.

Предел текучести образцов находится в пределах 27,3–28,9 МПа. Максимальное значение временной прочности при разрыве 64,2 МПа показал образец 1 с модификаторами МУНТ-Cu-Mg, образец 2 с модификатором МУНТ-Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> – 58,7 МПа, контрольный образец 3–53,5 МПа. При испытании образцов на циклическую долговечность наибольшее количество циклов при нагружении с усилием, равным 34 МПа, показал образец 1 (59 669), что почти в два раза больше, чем значение для контрольного образца 3 (34 238). Образец 2 при нагружении в 22,7 МПа выдержал 150 000 циклов.

Таблица 1

Результаты испытаний образцов на основе сплава А6

Образец	Модификатор	Циклическая долговечность $R = 0, f = 2$ Гц	Количество циклов	Предел текучести, МПа	Временная прочность, МПа	Полная деформация в момент разрушения, %
		$\sigma_{\max}$ , МПа				
1	МУНТ-Cu-Mg	34	59 669	27,3	64,2	16,0
2	МУНТ-Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub>	22,7	150 000	28,0	58,7	19,6
3	–	34	34 238	28,9	53,5	11,2

## Литература

1. [http://solid.nsc.ru"developments/equipments/ago 2/](http://solid.nsc.ru)
2. [https://metatorg.ru/marki-stali-i-splavy/aluminyi/alyuminiy\\_pervichnyy/alyuminiy\\_pervichnyy\\_a6/](https://metatorg.ru/marki-stali-i-splavy/aluminyi/alyuminiy_pervichnyy/alyuminiy_pervichnyy_a6/)

## MODIFICATION OF TECHNICAL ALUMINUM GRADES

*B. P. Tolochko, V. A. Kuznetsov, A. A. Zhdanok, Z. A. Korotaeva,  
M. A. Mikhailenko, L. K. Berdnikova*

Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia

All raw materials with an impurity content of 0.15 to 1% are classified as technically pure aluminum. The technical aluminum group is represented by Russian grades A0, A5, A6, A7, A8, A85. They are used for the manufacture of wires, gaskets and the preparation of alloys.

A6 aluminum melting was carried out. Modifiers were introduced into the mold, the molding mix was sandy-clay. The weight of the sample in the mold is up to 1.5 kg. The number of cylindrical samples sized 20×150 mm for testing in one mold is three (three racks and a central riser, which is not used for mechanical testing). As modifiers, multiwalled carbon nanotubes MWCNTs were used in various combinations with Cu, Mg and Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>. Mixtures were treated using mechanochemical activator AGO-2 [1] at 60g for 1 min. The concentration of MWCNTs in the sample was 0.015 wt.%. The mechanical properties of a standard sample with an aluminum content of 99.6% obtained by rolling are given in [2].

It was noted that the samples with nanotubes exhibited macrostructure refinement and uniform crystallization along the entire length of the sample (samples from the lower and upper parts of the cylinders are approximately the same). Samples without nanotubes have different macrostructures along the length of the sample, which indicates uneven crystallization throughout the volume (length) of the sample.

The yield strength of the samples is in the range of 27.3–28.9 МПа. The maximum value of tensile strength at break of 64.2 МПа was shown by sample 1 with MWCNT-Cu-Mg modifiers, sample 2 with MWCNT-Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> modifier – 58.7 МПа, control sample 3–53.5 МПа. When testing samples for cyclic

durability, the largest number of cycles under loading with a force of 34 MPa was shown by sample 1 (59 669), which is almost two times more than the value for the control sample 3 (34 238). Sample 2, when loaded at 22.7 MPa, showed 150 000 cycles.

Table 1

Test results of sample based on A6 alloy

Sample	Modifier	Cycle life $R = 0, f = 2 \text{ Hz}$	Number of cycles	Yield strength, MPa	Temporary strength, MPa	Total deformation at the moment of failure, %
		$\sigma_{\max}$ , MPa				
1	MWCNT-Cu-Mg	34	59 669	27.3	64.2	16.0
2	MWCNT- $\text{Na}_3\text{AlF}_6$	22.7	150 000	28.0	58.7	19.6
3	–	34	34 238	28.9	53.5	11.2

### Referenses

1. [http://solid.nsc.ru"developments/equipments/ago 2/](http://solid.nsc.ru)
2. [https://metatorg.ru/marki-stali-i-splavy/aluminyi/alyuminyi\\_pervichnyy/alyuminyi\\_pervichnyy\\_a6/](https://metatorg.ru/marki-stali-i-splavy/aluminyi/alyuminyi_pervichnyy/alyuminyi_pervichnyy_a6/)

4-25

## ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СООТНОШЕНИЯ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ: ОТ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО ДО УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

*Д. Р. Ледон, О. Б. Наймарк*

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

Прочностные характеристики материалов, например – предел текучести, напряжение течения, предел прочности и деформация разрушения могут существенно меняться с изменением скорости деформации. В настоящей работе рассмотрен конструкционный сплав АМг6. Анализ литературных данных испытаний этого материала при квазистатическом [1], динамическом [2, 3] и ударно-волновом [4] нагружении показывает, что в интервале скорости деформации от  $10^{-4}$  до  $10^6 \text{ с}^{-1}$  предел текучести может изменяться от 160 до 500 МПа. В связи с этим актуальной является задача построения математической модели, которая способна адекватно описывать деформационное поведение металлов и сплавов при различных условиях нагружения.

Рассмотрены три различные модели материалов для аппроксимации экспериментальных данных в широком диапазоне скорости деформации: Джонсона–Кука [5], Кокса–Меккинга [6] и модель, предполагающая кусочно-линейную аппроксимацию. Показано, что модель Джонсона–Кука не способна единым набором констант описать одновременно статику и динамику. Оставшиеся рассмотренные модели дают удовлетворительное соответствие экспериментальным данным.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 21-79-30041).

### Литература

1. **Фролов, К. В.** Машиностроение [Текст] : Энциклопедия. Том II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. – М. : Машиностроение, 2001. – 880 с.
2. **Глушак, Б. Л.** Динамическое деформирование алюминиевого сплава АМг6 при нормальной и повышенной температурах [Текст] / Б. Л. Глушак, О. Н. Игнатова, В. А. Пушков, С. А. Новиков и др. // Прикладная механика и техническая физика. – 2000. – Т. 41, № 6. – С. 139–143.

3. **Bayandin, Yu. V.** Verification of Wide-Range Constitutive Relations for Elastic-Viscoplastic Materials Using the Taylor–Hopkinson Test [Text] / Yu. V. Bayandin, D. R. Ledon, S. V. Uvarov // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2021. – Vol. 62, No. 7. – P. 1267–1276.
4. **Савельева, Н. В.** Формирование упругопластических фронтов и откольное разрушение в сплаве АМг6 при ударных воздействиях [Текст] / Н. В. Савельева, Ю. В. Баяндин, А. С. Савиных, Г. В. Гаркушин, С. В. Разоренов, О. Б. Наймарк // Письма в Журнал технической физики. – 2018. – Т. 44, № 18. – С. 39–46.
5. **Johnson, G. R.** Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures [Text] / G. R. Johnson, W. H. Cook // Engineering Fracture Mechanics. – 1985. – Vol. 21, No. 1. – P. 31–48.
6. **Mecking, H.** Kinetics of Flow and Strain-Hardening [Text] / H. Mecking, U. F. Kocks // Acta Metallurgica – 1981. – Vol. 29. – P. 1865–1875.

## CONSTITUTIVE RELATIONS FOR DESCRIBING THE BEHAVIOR OF METALS AND ALLOYS IN A WIDE RANGE OF STRAIN RATE: FROM QUASI-STATIC TO SHOCK-WAVE LOADING

*D. R. Ledon, O. B. Naimark*

Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russia

The strength characteristics of materials change significantly with a change in the strain rate. Yield strength, flow stress, ultimate strength and fracture strain are such characteristics. Structural alloy AMg6 is considered in this paper. An analysis of the literature data on tests of this material under quasi-static [1], dynamic [2, 3] and shock-wave [4] loading shows that in the strain rate range from  $10^{-4}$  to  $10^6$  s<sup>-1</sup>, the yield stress varies from 160 to 500 MPa. The task of constructing a mathematical model that is able to adequately describe the deformation behavior of metals and alloys under various loading conditions is relevant.

Three different material models for approximation of experimental data in a wide range of strain rates are considered: Johnson–Cook [5], Kocks–Mecking [6] and piecewise linear approximation. The inability of the Johnson–Cook model to describe simultaneously statics and dynamics by a single set of constants is shown. The remaining considered models give satisfactory agreement with the experimental data.

This work has been supported by the Russian Science Foundation (Project No. 21-79-30041).

### References

1. **Frolov, K. V.** Mechanical Engineering [Text] : Encyclopedia. Volume II-3: Non-ferrous metals and alloys. Composite metallic materials. – M. : Mechanical Engineering, 2001. – 880 p.
  2. **Glushak, B. L.** Dynamic deformation of aluminum alloy AMg6 at normal and higher temperatures [Text] / B. L. Glushak, O. N. Ignatova, V. A. Pushkov, S. A. Novikov et al. // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2000. – Vol. 41, No. 6. – P. 1083–1086.
  3. **Bayandin, Yu. V.** Verification of Wide-Range Constitutive Relations for Elastic-Viscoplastic Materials Using the Taylor–Hopkinson Test [Text] / Yu. V. Bayandin, D. R. Ledon, S. V. Uvarov // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2021. – Vol. 62, No. 7. – P. 1267–1276.
  4. **Saveleva, N. V.** The formation of elastoplastic fronts and spall fracture in AMg6 alloy under shock-wave loading [Text] / N. V. Saveleva, Y. V. Bayandin, O. B. Naimark, A. S. Savinykh, G. V. Garkushin, S. V. Razorenov // Technical Physics Letters. – 2018. – Vol. 44, No. 9. – P. 823–826.
  5. **Johnson, G. R.** Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures [Text] / G. R. Johnson, W. H. Cook // Engineering Fracture Mechanics. – 1985. – Vol. 21, No. 1. – P. 31–48.
  6. **Mecking, H.** Kinetics of Flow and Strain-Hardening [Text] / H. Mecking, U. F. Kocks // Acta Metallurgica – 1981. – Vol. 29. – P. 1865–1875.
-

## ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ С ЭНЕРГИЕЙ 10 МэВ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$

*А. Д. Лобанов<sup>1,\*</sup>, М. А. Сулимов<sup>1</sup>, Д. И. Радзивончик<sup>1</sup>, М. Н. Сарычев<sup>2</sup>,  
В. Ю. Иванов<sup>2</sup>, Т. В. Кузнецова<sup>1,2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

\*E-mail: lobaleks1999@mail.ru

Благодаря своим оптическим и электронным свойствам  $\text{In}_2\text{Se}_3$  нашел применение в электронике, фотовольтаике [1,2].  $\text{In}_2\text{Se}_3$  обнаружен в различных кристаллических структурах и фазах  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  и  $\kappa$  [3].  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  является полупроводником с широкой запрещенной зоной 1,3–1,4 эВ [4], сильными поглощающими свойствами в широком диапазоне длин волн, охватывающем 800, 1064 и 1550 нм [5]. Работа посвящена исследованию влияния облучения высокоэнергетическими электронами ( $E = 10$  МэВ) на спектры фотолюминесценции (PL)  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$ .

В большинстве материалов после облучения электронами больших энергий наблюдается уменьшение интенсивности PL, часто образуются новые пики в спектрах PL, связанные с точечными дефектами.

В работе исследованы монокристаллы  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$ , выращенные вертикальным методом Бриджмена. Необлученные монокристаллы  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  исследовались методом фотолюминесцентной спектроскопии при температурах от 7 до 340 К. Обнаружены два пика при температуре 7 К: основной пик при энергии 1,33 эВ (932 нм), второй пик – более широкий при энергии 1,03 эВ (1204 нм). При повышении температуры наблюдался сдвиг пиков к меньшим энергиям и значительное уменьшение интенсивности пиков. При этом скорость тушения основного пика гораздо выше скорости тушения широкого пика и при температуре 110 К интенсивность широкий пик значительно выше интенсивности узкого пика.

Монокристаллы  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  были облучены электронными флюенсами  $10^{15}$   $\text{см}^{-2}$ ,  $10^{17}$   $\text{см}^{-2}$ , энергия электронов 10 МэВ. Основные изменения в спектрах наблюдались после облучения электронным флюенсом  $10^{15}$   $\text{см}^{-2}$ : уменьшение скорости тушения основного пика и увеличение скорости тушения широкого пика, а также сдвиг основного пика к большим энергиям. При дальнейшем облучении электронным флюенсом  $10^{17}$   $\text{см}^{-2}$  значительных изменений не наблюдается. В целом, наблюдается значительного уменьшения интенсивности пиков, а также появление новых пиков. Что говорит о высокой радиационной стойкости оптических свойств монокристаллов  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$ .

Авторы работы выражают благодарность И. В. Бондарю за предоставленные образцы  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$ .

### Литература

1. **Li, J.** Low-Dimensional  $\text{In}_2\text{Se}_3$  Compounds: From Material Preparations to Device Applications [Text] / J. Li, H. Li, X. Niu, and Z. Wang // ACS Nano. – 2021. – Vol. 15. – P. 18683–18707.
2. **Saha, A. K.**  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  based ferroelectric-semiconductor metal junction for non-volatile memories [Text] / A. K. Saha, M. Si, P. D. Ye and S. K. Gupta // Appl. Phys. Lett. – 2020. Vol. –117. – P. 183504.
3. **Balakrishnan, N.** Epitaxial growth of  $\gamma$ - $\text{InSe}$  and  $\alpha$ ,  $\beta$ , and  $\gamma$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  on  $\epsilon$ -GaSe [Text] / N. Balakrishnan, E. D. Steer, E. F. Smith, Z. R. Kudrynskyi, Z. D. Kovalyuk, L. Eaves, A. Patanè and P. H. Beton // 2D Mater. – 2018. Vol. – 5. – P. 035026.
4. **Hou, P.**  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  Nanoflakes Modulated by Ferroelectric Polarization and Pt Nanodots for Photodetection [Text] / P. Hou, Y. Lv, X. Zhong, and J. Wang // ACS Appl. Nano Mater. – 2019. – Vol. 2. – P. 4443–4450.
5. **Long, H.**  $\text{In}_2\text{Se}_3$  nanosheets with broadband saturable absorption used for near-infrared femtosecond laser mode locking [Text] / H. Long, S. Liu, Q. Wen, H. Yuan, C. Y. Tang, J. Qu, Y. H. Tsang // Nanotechnology. – 2019. – Vol. 30 – P. 465704.

## EFFECT OF 10-MeV ELECTRON IRRADIATION ON THE OPTICAL PROPERTIES OF BULK $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$ CRYSTALS

*A. D. Lobanov<sup>1,\*</sup>, M. A. Sulimov<sup>1</sup>, M. N. Sarychev<sup>2</sup>, D. I. Radzivonchik<sup>1</sup>,  
V. Yu. Ivanov<sup>2</sup>, T. V. Kuznetsova<sup>1,2</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics UB RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

\*E-mail: lobaleks1999@mail.ru

Due to its optical and electronic properties,  $\text{In}_2\text{Se}_3$  has found application in electronics and photovoltaics [1, 2].  $\text{In}_2\text{Se}_3$  has different crystal structures and phases  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ , and  $\kappa$  [3].  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  is a semiconductor with a wide band gap of 1.3–1.4 eV [4], strong absorbing properties in a wide wavelength range covering 800, 1064 and 1550 nm [5]. The work is devoted to the study of the effect of irradiation with high-energy electrons ( $E = 10$  MeV) on the photoluminescence (PL) spectra of  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$ . In this work, we investigate the effects of high-energy electron irradiation ( $E = 10$  MeV) on the photoluminescence (PL) spectra of  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$ .

In most materials, after irradiation with high-energy electrons, a decrease in the PL intensity is observed, and new peaks are often formed in the PL spectra associated with defects.

Bulk  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  crystals grown by the vertical Bridgman method are studied. Unirradiated bulk  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  crystals were studied by photoluminescence spectroscopy at temperatures from 7 to 340 K. Two peaks were found at a temperature of 7 K: the main peak at an energy of 1.33 eV (932 nm), the second peak is wider at an energy of 1.03 eV (1204 nm). With an increase in temperature, a shift of the peaks to lower energies and a significant decrease in the intensity of the peaks were observed. In this case, the rate of quenching of the main peak is much higher than the rate of quenching of the broad peak, and at a temperature of 110 K, the intensity of the broad peak is much higher than the intensity of the narrow peak.

Bulk  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  crystals were irradiated with electron fluences of  $10^{15}$   $\text{cm}^{-2}$ ,  $10^{17}$   $\text{cm}^{-2}$ , electron energy 10 MeV. The main changes in the spectra were observed after irradiation with an electron fluence of  $10^{15}$   $\text{cm}^{-2}$ : a decrease in the quenching rate of the main peak and an increase in the quenching rate of the broad peak, as well as a shift of the main peak to higher energies. With further irradiation with an electron fluence of  $10^{17}$   $\text{cm}^{-2}$ , no significant changes are observed. In general, there is a significant decrease in the intensity of the peaks, as well as the appearance of new peaks. This indicates a high radiation resistance of the optical properties of bulk  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  crystals.

The authors are grateful to I. V. Bondar for providing  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  samples.

### References

1. **Li, J.** Low-Dimensional  $\text{In}_2\text{Se}_3$  Compounds: From Material Preparations to Device Applications [Text] / J. Li, H. Li, X. Niu, and Z. Wang // ACS Nano. – 2021. – Vol. 15. – P. 18683–18707.
2. **Saha, A. K.**  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  based ferroelectric-semiconductor metal junction for non-volatile memories [Text] / A. K. Saha, M. Si, P. D. Ye and S. K. Gupta // Appl. Phys. Lett. – 2020. Vol. –117. – P. 183504.
3. **Balakrishnan, N.** Epitaxial growth of  $\gamma$ - $\text{InSe}$  and  $\alpha$ ,  $\beta$ , and  $\gamma$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  on  $\epsilon$ -GaSe [Text] / N. Balakrishnan, E. D. Steer, E. F. Smith, Z. R. Kudrynskyi, Z. D. Kovalyuk, L. Eaves, A. Patané and P. H. Beton // 2D Mater. – 2018. Vol. – 5. – P. 035026.
4. **Hou, P.**  $\alpha$ - $\text{In}_2\text{Se}_3$  Nanoflakes Modulated by Ferroelectric Polarization and Pt Nanodots for Photodetection [Text] / P. Hou, Y. Lv, X. Zhong, and J. Wang // ACS Appl. Nano Mater. – 2019. – Vol. 2. – P. 4443–4450.
5. **Long, H.**  $\text{In}_2\text{Se}_3$  nanosheets with broadband saturable absorption used for near-infrared femtosecond laser mode locking [Text] / H. Long, S. Liu, Q. Wen, H. Yuan, C. Y. Tang, J. Qu, Y. H. Tsang // Nanotechnology. – 2019. – Vol. 30 – P. 465704.

## ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ГЕРМАНИЯ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

*К. К. Маевский*

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия  
Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

Представлены результаты численных экспериментов по моделированию ударно-волнового нагружения германия. Расчеты выполнены по модифицированной термодинамически равновесной модели. Данный материал представляет интерес как с прикладной, так и с фундаментальной точек зрения. Изучению теплофизических свойств германия посвящена обширная научная литература, в которой немалую часть занимают исследования фазовых переходов при высоких ударных и статических давлениях [1, 2]. В большей части таких работ исследуется фазовый переход германия I–II.

С помощью модифицированного уравнения состояния выполнено численное моделирование термодинамических параметров ударно-волнового нагружения германия в чистом виде, а также сплавов с германием в качестве компонента в диапазоне значений давления от 1 до 400 ГПа. Определены параметры уравнений состояния для двух фаз германия. Построены ударные адиабаты обеих фаз, рассчитаны значения теплоемкости вдоль нормальных изобары и изохоры, а также значения энтропии для германия в зависимости от температуры. Сравнение расчетов по авторской модели с данными экспериментов подтверждает обоснованность и приемлемую точность используемых модельных соотношений. Параметры уравнения состояния могут быть использованы в расчетах как для чистого германия, так и для смесей и сплавов, включающих германия в свой состав, в области как сравнительно невысоких давлений и температур, так и в области высоких давлений, температур и плотностей, состояния в которой пока могут быть оценены только по теоретическим моделям [3]. Расчеты для трех сплавов Au с Ge и данные экспериментов показаны на рис. 1 со сдвигом по значению волновой скорости 1,0 км/с.

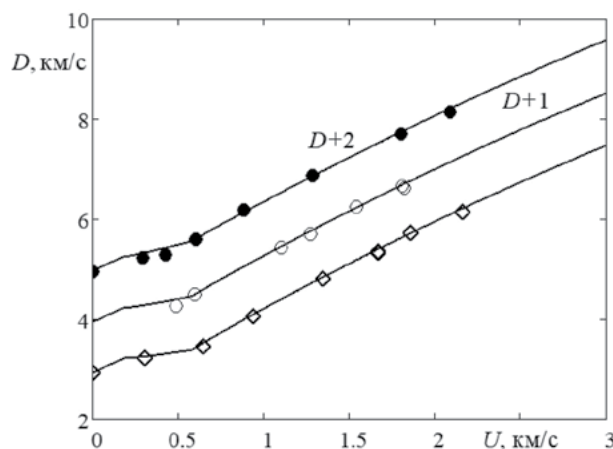


Рис. 1. Ударные адиабаты сплавов золота и германия в переменных волновая – массовая скорости

### Литература

1. **Malone, B. D.** Electronic structure, equation of state, and lattice dynamics of low-pressure Ge polymorphs [Text] / B. D. Malone, M. L. Cohen // Phys. Rev. B. – 2012. – Vol. 86. – P. 054101.
2. **Магомедов, М. Н.** Об уравнении состояния и свойствах различных полиморфных модификаций Si и Ge [Текст] // ФТТ. – 2017. – Т. 59. № 6. – С. 1065–1072.

3. **Maevskii, K. K.** Germanium and germanium-gold alloys under shock-wave loading [Text]// *Mathematica Montisnigri*. – 2021. Vol. 50. – P 140–146.

## NUMERICAL SIMULATION OF THERMODYNAMIC PARAMETERS OF GERMANIUM UNDER HIGH-ENERGY LOADING

*K. K. Maevskii*

Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Novosibirsk, Russia

Novosibirsk State University, Novosibirsk, Russia

The results of numerical experiments on modeling shock-wave loading of germanium are presented. The calculations were performed using a modified thermodynamically equilibrium model. This material is of interest both from an applied and fundamental point of view. Extensive scientific literature is devoted to the investigation of the thermophysical properties of germanium, in which a considerable part is occupied by researches of phase transitions at high shock and static pressures [1, 2]. In most of these works, the phase transition of germanium I–II is investigated.

Numerical simulation of thermodynamic parameters of shock-wave loading of germanium in pure form, as well as alloys with germanium as a component in the pressure range from 1 to 400 GPa is performed using the modified equation of state. The parameters of the equations of state for two germanium phases are determined. Shock adiabats of both phases are constructed, heat capacity values along normal isobars and isochores are calculated, as well as entropy values for germanium depending on temperature. Comparison of calculations based on the author's model with experimental data confirms the validity and acceptable accuracy of the model relations used. The parameters of the equation of state can be used in calculations both for pure germanium and for mixtures and alloys including germanium in their composition, in the region of both relatively low pressures and temperatures, and in the region of high pressures, temperatures and densities, the states in which so far can be estimated only by theoretical models [3]. Calculations for three Au-Ge alloys and experimental data are shown in fig. 1 with a shift in the value of the wave velocity of 1.0 km/s.

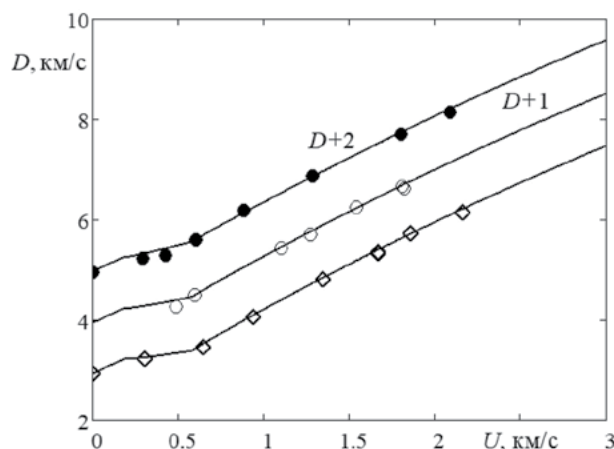


Fig. 1. Shock adiabates of gold and germanium alloys in wave–mass velocity variables

### References

1. **Malone, B. D.** Electronic structure, equation of state, and lattice dynamics of low-pressure Ge polymorphs [Text] / B. D. Malone, M. L. Cohen // *Phys. Rev. B*. – 2012. – Vol. 86. – P. 054101.
2. **Magomedov, M. N.** State equations and properties of various polymorphous modifications of silicon and germanium [Text] // *Phys. Solid State*. – 2017. – Vol. 59. – P. 1085–1093.
3. **Maevskii, K. K.** Germanium and germanium-gold alloys under shock-wave loading [Text]// *Mathematica Montisnigri*. – 2021. Vol. 50. – P 140–146.



## КРИВЫЕ ПЛАВЛЕНИЯ ЦИРКОНИЯ И ГАФНИЯ НА ОСНОВЕ ПЕРВОПРИНЦИПНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ИМПУЛЬСНОМУ НАГРЕВУ

*Д. В. Минаков, М. А. Парамонов, А. В. Дороватовский, В. Б. Фокин,  
П. Р. Левашов, М. А. Шейндлин*

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

В данной работе представлены кривые плавления гафния и циркония, полученные с помощью расчетов методом квантовой молекулярной динамики и применением критерия Линдемана. Среднеквадратичные смещения, вычисленные на основе результатов первопринципного моделирования кристаллической фазы, используются для реконструкции кривой плавления в соответствии с критерием плавления Линдемана. Полученная кривая плавления Zr демонстрирует более крутой наклон в области низких давлений, чем наблюдается в экспериментах с алмазными наковальнями [1–3]. Однако данный результат согласуется с нашей предыдущей оценкой наклона кривой плавления Zr, полученной с помощью соотношения Клапейрона–Клаузиуса [4]. Наклон кривой плавления при высоких давлениях согласуется с экспериментальным. Между тем изменение температуры плавления с ростом давления, обнаруженное в экспериментах по импульсному нагреву циркониевой проволоки, проведенных нашей экспериментальной группой, подтверждает наш вывод о более крутом наклоне кривой плавления Zr при низких давлениях, чем предсказывают эксперименты с алмазными наковальнями.

Кривая плавления гафния, полученная на основе первопринципного моделирования, тоже имеет крутой начальный наклон, который согласуется с нашей оценкой из соотношения Клапейрона–Клаузиуса. В настоящее время нет данных о плавлении Hf при давлениях выше атмосферного, поэтому мы представляем первую оценку кривой плавления гафния до 225 ГПа, выполненную с помощью *ab initio* расчетов.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 20-79-10398).

### Литература

1. **Parisiades, P.** Melting curve of elemental zirconium [Text] / P. Parisiades, F. Cova, G. Garbarino // *Physical Review B*. – 2019. – Vol. 100, No. 5. – С. 054102.
2. **Radousky, H. B.** Melting and refreezing of zirconium observed using ultrafast x-ray diffraction [Text] / H. B. Radousky et al. // *Physical Review Research*. – 2020. – Vol. 2, No. 1. – С. 013192.
3. **Pigott, J. S.** Experimental melting curve of zirconium metal to 37 GPa [Text] / J. S. Pigott et al. // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2020. – Vol. 32, No. 35. – С. 355402.
4. **Paramonov, M. A.** Ab initio inspection of thermophysical experiments for zirconium near melting [Text] / M. A. Paramonov et al. // *Journal of Applied Physics*. – 2022. – Vol. 132, No. 6. – С. 065102.

## MELTING CURVES OF Hf AND Zr FROM FIRST-PRINCIPLES SIMULATION AND PULSE HEATING EXPERIMENT

*D. V. Minakov, M. A. Paramonov, A. V. Dorovatovskiy, V. B. Fokin, P. R. Levashov, M. A. Sheindlin*

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

In this work we present the melting curves of hafnium and zirconium obtained using quantum molecular dynamics calculations. The mean-square displacements computed during *ab initio* simulations of a crystal phase are used to reconstruct the melting curve according to the Lindemann criterion. The resulting Zr melting curve shows a steeper slope in the low-pressure region compared to some recent diamond-anvil cell

experiments [1–3] but agrees with our previous estimate via the Clausius–Clapeyron relation [4]. The slope for higher pressures is consistent with the experimental one.

Meanwhile, the change in melting temperature with increasing pressure found in pulse-heating experiments conducted by our experimental group also confirms the steep slope of the Zr melting curve at low pressures.

As for Zr, the Hf melting curve also has a similar steep initial slope in agreement with our estimate from the Clausius–Clapeyron relation. Currently there are no data on the melting of Hf above atmospheric pressure, so we demonstrate the first *ab initio* estimate of the melting curve of Hf up to 225 GPa.

This work has been supported by the Russian Science Foundation (grant No. 20-79-10398).

### References

1. **Parisiades, P.** Melting curve of elemental zirconium [Text] / P. Parisiades, F. Cova, G. Garbarino // *Physical Review B*. – 2019. – Vol. 100, No. 5. – С. 054102.
2. **Radousky, H. B.** Melting and refreezing of zirconium observed using ultrafast x-ray diffraction [Text] / H. B. Radousky et al. // *Physical Review Research*. – 2020. – Vol. 2, No. 1. – С. 013192.
3. **Pigott, J. S.** Experimental melting curve of zirconium metal to 37 GPa [Text] / J. S. Pigott et al. // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2020. – Vol. 32, No. 35. – С. 355402.
4. **Paramonov, M. A.** Ab initio inspection of thermophysical experiments for zirconium near melting [Text] / M. A. Paramonov et al. // *Journal of Applied Physics*. – 2022. – Vol. 132, No. 6. – С. 065102.

## ИССЛЕДОВАНИЕ АВТОМОДЕЛЬНЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПОВЕДЕНИЯ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД С ДЕФЕКТАМИ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

О. Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

Проявления автомодельности играют важную роль в поведении конденсированных сред (твёрдых тел и жидкостей) в диапазоне интенсивностей нагружения, когда механизмы релаксации, обусловленные дефектами, играют ведущую роль в процессах переноса импульса и разрушения. Принципиальное значение при этом имеет построение неравновесной термодинамики сред с дефектами и моделей, отражающих связь нелинейной динамики дефектов с релаксационными механизмами, определяющими закономерности формирования ударно-волновых фронтов и разрушения. Развитая в [1, 2] статистическая термодинамика конденсированных сред с дефектами позволила установить новый тип критических явлений – структурно-скейлинговые переходы и соответствующие им типы метастабильных состояний, с реализацией которых связываются качественные изменения дисперсионных свойств, автомодельные механизмы переноса импульса и диссипации. Динамика структурно-скейлинговых переходов, обусловленная формированием коллективных мод дефектов сдвига (автосолитонные и диссипативные структуры обострения), установила качественные изменения дисперсионных свойств, соответствующих появлению «щелевых состояний» (GMS-Gapped Momentum States). Показано, что данные состояния формируют пространственные масштабы, на которых реализуются квазипластические механизмы переноса импульса и диссипации, предшествующие разрушению. Показано, что степенная универсальность пластических волновых фронтов (зависимости Swegle-Grady) в диапазоне скоростей деформаций  $10^5$ – $10^7$  с<sup>-1</sup>, формирование «волн разрушения», асимптотика вязкости обусловлены реализацией «щелевых состояний» при подчинении механизмов релаксации автомодельным коллективным модам дефектов сдвига. Развитые представления о связи «щелевых состояний» с автомодельными реакциями конденсированных сред при ударно-волновых нагружениях иллюстрируются данными оригинальных экспериментов по регистрации и моделированию

степенной универсальности пластических волновых фронтов в металлах и жидкостях [1, 2], формированием и распространением «волн разрушения» в плавленном кварце [3], автомодельными статистическими распределениями времен следования сигналов гидрOLUMИнесценции при интенсивных течениях жидкостей [4].

Исследования выполнены при поддержке проекта РФФ № 21-79-30041

### Литература

1. **Наймарк, О. Б.** О некоторых закономерностях скейлинга в процессах пластичности, разрушения, турбулентности [Текст] // Физическая мезомеханика. – 2015. – Т. 18. – С. 71–83.
2. **Naimark, O. B.** Defect induced transitions as mechanisms of plasticity and failure in multifield continua [Text] // Advances in multifield theories of continua with substructure; ed. G. Capriz, P. Mariano. – Boston : Birkhauser, 2004. – P. 75–114.
3. **Naimark, O.** Energy release rate and criticality of multiscale defects kinetics [Text] // International Journal of Fracture. – 2016. – P. 1–9. <https://doi.org/10.1007/s10704-016-0161-3>.
4. **Naimark, O. B.** Localized shear as a quasi-plastic mechanism of momentum transfer in liquids [Text] / O. B. Naimark, S. V. Uvarov et al. // Letters of Materials (in press).

## STUDY OF SELF-SIMILAR BEHAVIOR OF CONDENSED MATTER WITH DEFECTS UNDER INTENSE LOADING

*O. B. Naimark*

Institute of Continuos Media Mechanics UB RAS, Perm, Russia

Manifestations of self-similarity plays an important role in the behavior of condensed matter (solids and liquids) in the range of loading intensities, when the mechanisms of relaxation caused by defects play a leading role in the processes of momentum transfer and destruction. Of fundamental importance in this case is the nonequilibrium thermodynamics of matter with defects and models that reflect the relationship between the nonlinear dynamics of defects and relaxation mechanisms that determine the formation of shock wave fronts and failure. The statistical thermodynamics of condensed matter with defects developed in [1, 2] made it possible to establish a new type of critical phenomena – structural scaling transitions and the corresponding types of metastable states, revealing the qualitative changes in dispersion properties, self-similar mechanisms of momentum transfer and dissipation. The dynamics of structural-scaling transitions due to the formation of collective modes of shear defects (autosoliton and dissipative blow-up structures) established qualitative changes in the dispersion properties corresponding to the appearance of GMS-Gapped Momentum States. It is shown that these states form spatial scales on which quasi-plastic mechanisms of momentum transfer and dissipation are realized and precedes failure. It is shown that the power-law universality of plastic wave fronts (Swegle-Grady dependences) in the range of strain rates of  $10^5$ – $10^7$  s<sup>-1</sup>, the formation of “failure waves”, and the viscosity asymptotics are due to the implementation of “gap states” when relaxation mechanisms are subordinated to self-similar collective modes of shear defects. The relationship between “gap states” and self-similar responses of condensed matter under shock-wave loading are illustrated by the data of original experiments on recording and modeling the power-law universality of plastic wave fronts in metals and liquids [1, 2], the formation and propagation of “failure waves” in fused quartz [3], self-similar statistical distributions of hydroluminescence signals under intense liquid flows [4].

The research was supported by the Russian Science Foundation project No. 21-79-30041

### References

1. **Naimark, O. B.** On some patterns of scaling in the processes of plasticity, fracture, turbulence [Text] // Physical mesomechanics. – 2015. – Vol. 18. – P. 71–83.
2. **Naimark, O. B.** Defect induced transitions as mechanisms of plasticity and failure in multifield continua [Text] // Advances in multifield theories of continua with substructure; ed. G. Capriz, P. Mariano. – Boston : Birkhauser, 2004. – P. 75–114.

3. **Naimark, O.** Energy release rate and criticality of multiscale defects kinetics [Text] // International Journal of Fracture. – 2016. – P. 1–9. <https://doi.org/10.1007/s10704-016-0161-3>.
4. **Naimark, O. B.** Localized shear as a quasi-plastic mechanism of momentum transfer in liquids [Text] / O. B. Naimark, S. V. Uvarov et al. // Letters of Materials (in press).

---

4-30

## РАСЧЕТ ПОКАЗАТЕЛЯ ПРЕЛОМЛЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ LiF И $Gd_3Ga_5O_{12}$ В ДИАПАЗОНЕ ДАВЛЕНИЙ ДО 200 ГПа

*Е. И. Несмиянов<sup>1</sup>, А. В. Красильников<sup>2</sup>, Я. Е. Стариков<sup>1</sup>, Е. С. Шестаковская<sup>1</sup>, А. Я. Лейви<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забахина», Снежинск, Россия

E-mail: nesmiianovei@susu.ru

Монокристаллический фторид лития и галлий-гадолиниевый гранат являются широко используемыми оконными материалами в экспериментах с ударными волнами при высоких давлениях, так как прозрачны вплоть до ~200 ГПа. Однако методы лазерной интерферометрии требуют знания точного показателя преломления, чтобы определить истинную массовую скорость и давление. Хотя показатель преломления данных материалов при ударном сжатии изучается давно, количество проведенных экспериментов недостаточно для выявления общих закономерностей зависимости показателя преломления от приложенного давления, особенно в области высоких давлений. Таким образом, решение задач по математическому моделированию процессов, соответствующих экспериментам при экстремальных нагрузках фторида лития и галлий-гадолиниевого граната, позволит уточнить оптические свойства данных материалов.

В данной работе проведено математическое моделирование ударно-волновых экспериментов [1, 2] по изучению оптических свойств фторида лития и галлий-гадолиниевого граната при давлениях выше 100 ГПа. Для численного расчета термодинамических величин кристаллов использовался один из методов расчета ударных волн – метод Куропатенко [3]. Для исследуемых материалов получены уравнения состояния в форме Ми-Грюнайзена. Проанализированы различные выражения для связи плотности вещества с показателем преломления [4, 5], оценены погрешности, а также выбраны оптимальные выражения. Результаты математического моделирования согласуются с экспериментальными данными.

### Литература

1. **Huang, J. W.** Refractive indices of  $Gd_3Ga_5O_{12}$  single crystals under shock compression to 100–290 GPa [Text] / J. W. Huang, Q. C. Liu, X. L. Zeng, X. M. Zhou, and S. N. Luo // Journal of Applied Physics. – 2015. – Vol. 118, No. 20. – P. 1–4.
2. **Young, G.** Refractive index of [100] lithium fluoride under shock pressures up to 151 GPa [Text]. / G. Young, X. Liu, C. Leng, J. Yang, H. Huang // AIP Advances. – 2018 – Vol. 8, No. 12. – P. 1–4.
3. **Куропатенко, В. Ф.** Об одном разностном методе расчета ударных волн [Текст] // Журнал вычислительной математики и математической физики. – 1963. – Т. 3, № 1. – С. 201–204.
4. **Ананьев, С. С.** Экспериментальные измерения показателя преломления полиметилметакрилата за фронтом ударной волны, возбуждаемой сильноточным электронным пучком [Текст] / С. С. Ананьев, И. Д. Берналь, Б. А. Демидов, Ю.Г. Калинин, В. А. Петров. // Журнал технической физики. – 2010 – Т. 80, № 5. – С. 111–116.
5. Экспериментальные методы и средства в физике экстремальных состояний вещества [Текст] : монография / под ред. академика Р. И. Ильяева, д.т.н. А. Л. Михайлова, д.ф.-м.н. М. В. Жерноклетова. – М. : РАН – 2021. – С. 1–484.

## CALCULATION OF REFRACTIVE INDICES FOR LiF AND Gd<sub>3</sub>Ga<sub>5</sub>O<sub>12</sub> SINGLE CRYSTALS UNDER PRESSURES UP TO 200 GPa

*E. I. Nesmiyanov<sup>1</sup>, A. V. Krasilnikov<sup>2</sup>, Y. E. Starikov<sup>1</sup>, E. S. Shestakovskaya<sup>1</sup>, A. Y. Leyve<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>South-Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia

<sup>2</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

E-mail: nesmiianovei@susu.ru

Lithium fluoride and gadolinium gallium garnet single crystals are widely used as window materials in shock experiments because they remain transparent to pressures up to ~200 GPa. But for laser interferometry it is necessary to know refractive indices in order to determine true mass velocity and pressure. Though the refractive indices of these materials under shock pressure have long been under study, the number of performed experiments is still insufficient to understand the general law of their dependence on applied pressure, especially if the pressure is high. So, the mathematical modeling of processes which occur in experiments where lithium fluoride and gadolinium gallium garnet undergo extreme loading may help elaborate their optical properties.

This work focuses on simulation of shock experiments [1, 2] aimed to study the optical properties of lithium fluoride and gadolinium gallium garnet under pressures above 100 GPa. Kuropatenko’s method [3] was used to calculate thermodynamic quantities for these crystals. Equations of state for these materials were obtained in the Mie-Gruneisen form. Different expressions for the relationship between material density and refractive index were analyzed [4, 5] to estimate the errors they give and the optimal ones were chosen. Calculated results are shown to agree with experimental data.

### References

1. **Huang, J. W.** Refractive indices of Gd<sub>3</sub>Ga<sub>5</sub>O<sub>12</sub> single crystals under shock compression to 100–290 GPa [Text] / J. W. Huang, Q. C. Liu, X. L. Zeng, X. M. Zhou, and S. N. Luo // Journal of Applied Physics. – 2015. – Vol. 118, No. 20. – P. 1–4.
2. **Young, G.** Refractive index of [100] lithium fluoride under shock pressures up to 151 GPa [Text]. / G. Young, X. Liu, C. Leng, J. Yang, H. Huang // AIP Advances. – 2018 – Vol. 8, No. 12. – P. 1–4.
3. **Kuropatenko, V. F.** A difference method for shock simulation [Text] // J. Computational Mathematics and Mathematical Physics. – 1963 – Vol. 3, No. 1. – P. 201–204.
4. **Ananiev, S. S.** Experimental measurement of the refractive index of polymethylmethacrylate behind the front of a shock excited by a high-current electron beam [Text] / S. S. Ananiev, I. D. Bernal, B. A. Demidov, Y. G. Kalinin, and V. A. Petrov // J. Applied Physics. – 2010. – Vol. 80, No. 5. – P. 111–116.
5. Experimental methods and means in the physics of extreme material states [Text]: monography / edited by R. I. Ilkayev, Member of RAS, A. L. Mikhaylov, Doctor of Engineering Sciences, and M. V. Zhernokletov, Doctor of Physics and Mathematics. – M. : RAS Publishers, 2021. – P. 1–484.

## РЕЛАКСАЦИЯ УПРУГОГО ПРЕДВЕСТНИКА ВЫСОКОМОДУЛЬНОЙ КЕРАМИКИ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

*А. Ю. Николаев, А. А. Дегтярев, Д. Ю. Кадочников, А. К. Музыря, Н. П. Оглезнева,  
Ф. И. Тарасов, Д. Т. Юсупов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Известно, что в материалах, проявляющих упруго-пластические свойства при ударно-волновом нагружении, наблюдается экспериментально выявленное затухание амплитуды упругого предвестника с пройденным волной расстоянием при неизменных условиях нагружения [1].

В данной работе изучалась релаксация упругого предвестника высокомодульной керамики (оксида бериллия) при ударно-волновом нагружении в диапазоне толщин образцов от 2 до 18 мм.

Нагружение образцов оксида бериллия осуществлялось отработанным ранее взрывным нагружающим устройством со скоростью полета ударника из нержавеющей стали 12Х18Н10Т 2,64 км/с на радиусе 15 мм от оси образца.

Сигналы регистрировались лазерно-гетеродинной методикой. Обработка ЛГМ-результатов эксперимента осуществлялась при помощи ПК «Доплер» по методу быстрого преобразования Фурье.

Характерный вид профиля скорости свободной поверхности оксида бериллия, полученный в опыте с толщиной образца 18 мм, приведен на рис. 1.

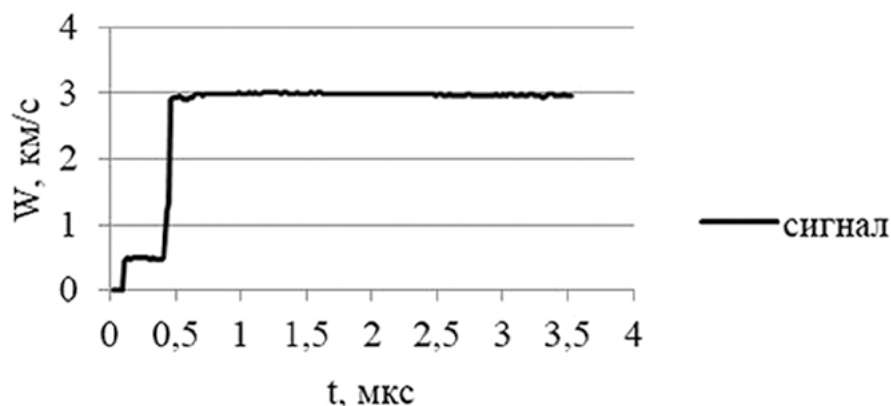


Рис. 1. Запись  $W(t)$ , полученная лазерно-гетеродинной методикой

Амплитуда упругого предвестника оксида бериллия вычислялась из соотношения:

$$\sigma_{HE} = \frac{1}{2} \rho_0 W_{упр} C_{L0},$$

где  $\rho_0$  – начальная плотность материала,  $W_{упр}$  – значение скорости свободной поверхности на упругом предвестнике,  $C_{L0}$  – скорость ультразвуковых волн. Скорость ультразвуковых волн определялась в отдельных исследованиях и составляла 11,85 км/с.

Таким образом, по результатам экспериментов было получено, что амплитудное значение упругого предвестника оксида бериллия уменьшается от 12,3 до 8,2 ГПа при изменении толщины от 2 до 18 мм. Графически зависимость амплитуды упругого предвестника от толщины образца приведена на рис. 2.

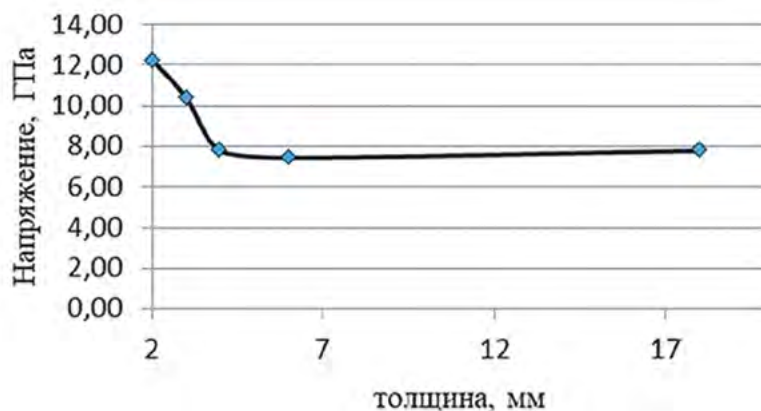


Рис. 2. Зависимость релаксации упругого предвестника в координатах напряжение-толщина

### Литература

1. Батьков, Ю. В. Сопротивление материалов пластической деформации при высокоскоростном деформировании в ударных волнах (обзор) [Текст] / Ю. В. Батьков, Б. Л. Глушак, С. А. Новиков. – М. : ЦНИИАтоминформ, 1990.

## ELASTIC PRECURSOR RELEASE IN HIGH-MODULUS CERAMICS UNDER SHOCK-WAVE LOADING

*A. Yu. Nikolaev, A. A. Degtyarev, D. Yu. Kadochnikov, A. K. Muzyrya, N. P. Oglezneva, F. I. Tarasov, D. T. Yusupov*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

Attenuation of elastic precursor amplitude with the distance traveled by the wave under constant loading conditions is reported for the materials exhibiting elastic-plastic properties under shock-wave loading [1].

The present work addresses the elastic precursor release in the shock-loaded high-modulus ceramics (beryllium oxide) with the thicknesses ranging from 2 to 18 mm.

The beryllium oxide samples were loaded by previously tested explosive loading device with stainless steel 12Cr18Ni10Ti impactor velocity of 2.64 km/s as recorded at the radius of 15 mm from the sample axis.

PDV method was used to record signals. The PDV experimental results were processed using the Doppler suite based on the fast Fourier transform method.

Fig. 1 shows representative free-surface velocity profile obtained in the experiment with beryllium oxide sample 18 mm thick.

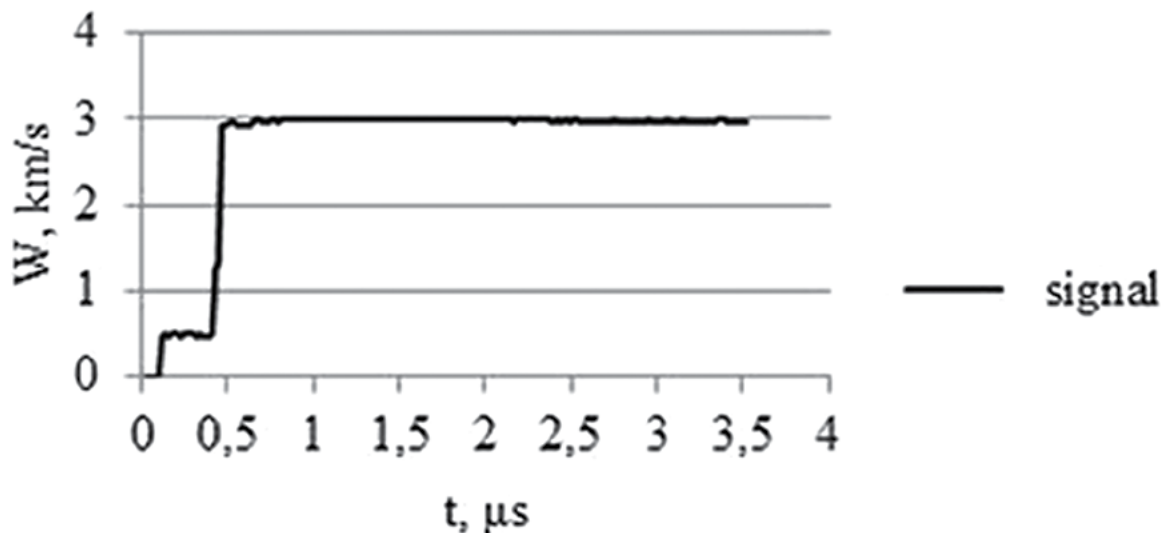


Fig. 1.  $W(t)$  recorded by PDV

The elastic precursor amplitude in the beryllium oxide was calculated from the relation

$$\sigma_{HE} = \frac{1}{2} \rho_0 W_{HE} C_{L0},$$

where  $\rho_0$  is the initial material density,  $W_{HE}$  is the free surface velocity on the elastic precursor, and  $C_{L0}$  is the ultrasonic wave velocity. The ultrasonic wave velocity determined in the individual tests was 11.85 km/s.

Thus, the experimental results show that elastic precursor amplitude in the beryllium oxide decreases from 12.3 GPa down to 8.2 GPa with the change in thickness from 2 mm down to 18 mm. Fig. 2 shows the elastic precursor amplitude plotted vs. sample thickness.

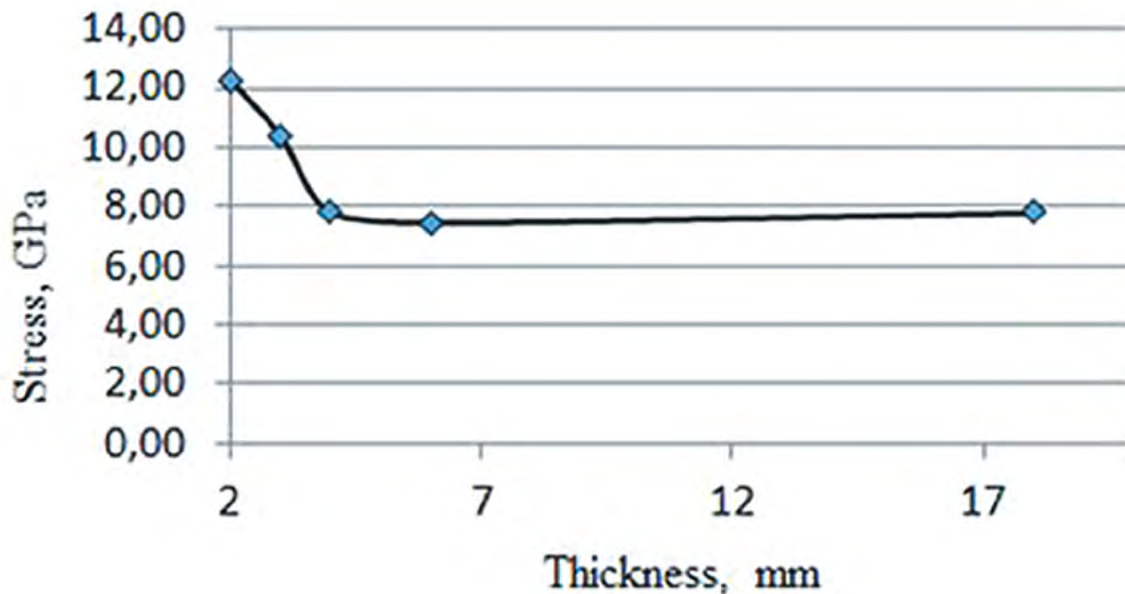


Fig. 2. Dependency of elastic precursor release in “stress-thickness” coordinates

### References

1. **Batkov, Yu. V.** Strength of plastic-strain materials under high-rate deformation in shock waves (review) [Text] / Yu. V. Batkov, B. L. Glushak, S. A. Novikov. – M. : CSRIatominform, 1990.

4-32

## СРАВНЕНИЕ КРИВЫХ ХОЛОДНОГО СЖАТИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО МОДЕЛЯМ СРЕДНЕГО АТОМА И ИЗ ПЕРВОПРИНЦИПНЫХ РАСЧЕТОВ

*Н. А. Смирнов, А. А. Овечкин, П. А. Лобода*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Проведено сравнение кривых холодного сжатия ряда веществ, рассчитанных первопринципным полнопотенциальным полноэлектронным методом линейных маффин-тин орбиталей [1] и по различным моделям среднего атома: моделям Томаса–Ферми [2], Томаса–Ферми с поправками [3, 4] и Либермана [5]. Оценена область применимости моделей среднего атома при нулевой температуре.

### Литература

1. **Savrasov, S.** Linear-response theory and lattice dynamics: a muffin-tin-orbital approach [Text] // Phys. Rev. B. – 1996. – Vol. 54. – P. 16470.
2. **Feynman, R.** Equations of state of elements based on the generalized Fermi–Thomas theory [Text] / R. Feynman, N. Metropolis, E. Teller // Phys. Rev. – 1949. – Vol. 75. – P. 1561–1573.
3. **Киржниц, Д. А.** Квантовые поправки к уравнению Томаса–Ферми [Текст] // ЖЭТФ. – 1957. – Т. 32. – С. 115–123.
4. **Калиткин, Н. Н.** Модель Томаса–Ферми с квантовыми и обменными поправками [Текст] // ЖЭТФ. – 1960. – Т. 38. – С. 1534–1540.
5. **Liberman, D. A.** Self-consistent field model for condensed matter [Text] // Phys. Rev. B. – 1979. – Vol. 20. – P. 4981–4989.



## COLD COMPRESSION CURVES FROM *AB INITIO* CALCULATIONS AND AVERAGE-ATOM MODELS

*N. A. Smirnov, A. A. Ovechkin, P. A. Loboda*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

Cold compression curves of various materials calculated using the *ab initio* all-electron full-potential linear muffin-tin orbital method [1] are compared with those obtained from different average-atom models: the Thomas–Fermi model [2], the Thomas–Fermi model with quantum and exchange corrections [3, 4], and the Liberman model [5]. The applicability domains of average-atom models at zero temperature are estimated.

### References

1. **Savrasov, S.** Linear-response theory and lattice dynamics: a muffin-tin-orbital approach [Text] // Phys. Rev. B. – 1996. – Vol. 54. – P. 16470.
2. **Feynman, R.** Equations of state of elements based on the generalized Fermi–Thomas theory [Text] / R. Feynman, N. Metropolis, E. Teller // Phys. Rev. – 1949. – Vol. 75. – P. 1561–1573.
3. **Kirzhnits, D. A.** Quantum corrections to the Thomas–Fermi equation [Text] // Sov. Phys. JETP. – 1957. – Vol. 5. – P. 64–71.
4. **Kalitkin, N. N.** The Thomas-Fermi model of the atom with quantum and exchange corrections [Text] // Sov. Phys. JETP. – 1960. – Vol. 11. – P. 1106–1110.
5. **Liberman, D. A.** Self-consistent field model for condensed matter [Text] // Phys. Rev. B. – 1979. – Vol. 20. – P. 4981–4989.

---

4-33

## РАЗРАБОТКА ПАРАМЕТРИЧЕСКИХ МЕЖАТОМНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ НА ОСНОВЕ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ Al СТРУКТУР

*Б. А. Панченко, А. Е. Майер*

Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия

При исследовании различных деформаций металлов (растяжения, сдвиги, сжатия, кручения) широкое распространение получил метод молекулярной динамики (МД). Межатомное взаимодействие в данном методе определяется при помощи межатомных потенциалов. В настоящее время взамен аналитическим потенциалам, энергия взаимодействия в которых моделируется аналитическими функциями (потенциал Ленарда–Джонса, потенциал Морзе и другие более сложные) широко ведутся работы по созданию параметрических потенциалов взаимодействия. Параметрические потенциалы или потенциалы машинного обучения являются аппроксимациями результатов, полученных при первопринципном моделировании, что дает большую точность, по сравнению с аналитическими потенциалами и большую скорость вычислений, по сравнению с первопринципными методами.

Одной из разновидностей параметрических потенциалов является потенциал на основе нейронных сетей. Широко используемый подход построения таких потенциалов предложили Беллер и Парринело [1]. В данной работе был разработан межатомный потенциал для расчетов Al структур, на основе данного подхода.

Обучение потенциала происходило на основе данных, полученных в результате расчетов методом теории функционала плотности (ТФП). Расчеты производились программным пакетом Quantum ESPRESSO [2, 3], при использовании ПБЕ (Пердью–Берк–Эрнцерхоф) функционала [4] на плоских волнах, использован псевдопотенциал из pslibrary [5]. Остальные параметры для отдельных структур

выбирались индивидуально. Для автоматизации процесса расчетов и подбора параметров было использовано программное обеспечение AiiDa [6]. Структуры взяты из открытых источников OQMD [7], The Materials Project [8], The Bilbao Crystallographic Server [9]. Это различные Al структуры и Al-Cu сплавы.

Обучение и сама структура потенциала была реализована посредством программного пакета n2p2 [10], что позволяет использовать данный потенциал при МД расчетах программным пакетом LAMMPS [11]. Оптимизация входных данных произведена методом CURSEL [12].

Потенциал был успешно применен при расчете напряжений в Al-структурах и Al структурах с 1–5% раствором Cu.

Работа поддержана Минобрнауки РФ (гос. задание НИР ЧелГУ № 075-01391-22-03).

### Литература

1. **Behler, J.** Generalized neural-network representation of high-dimensional potential-energy surfaces [Text] / J. Behler, M. Parrinello // *Physical Review Letters*. – 2007. – Т. 98, №. 14. – С. 146401.
2. **Giannozzi, P.** QUANTUM ESPRESSO: a modular and open-source software project for quantum simulations of materials [Text] / P. Giannozzi et al. // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2009. – Т. 21, №. 39. – С. 395502.
3. **Giannozzi, P.** Quantum ESPRESSO toward the exascale [Text] / P. Giannozzi et al. // *The Journal of Chemical Physics*. – 2020. – Т. 152, №. 15. – С. 154105.
4. **Perdew, J. P.** Rationale for mixing exact exchange with density functional approximations [Text] / J. P. Perdew, M. Ernzerhof, K. Burke // *The Journal of Chemical Physics*. – 1996. – Т. 105, №. 22. – С. 9982–9985.
5. **Dal Corso, A.** Pseudopotentials periodic table: From H to Pu [Text] // *Computational Materials Science*. – 2014. – Т. 95. – С. 337–350.
6. **Pizzi, G.** AiiDA: automated interactive infrastructure and database for computational science [Text] / G. Pizzi et al. // *Computational Materials Science*. – 2016. – Т. 111. – С. 218–230.
7. **Saal, J. E.** Materials Design and Discovery with High-Throughput Density Functional Theory: The Open Quantum Materials Database (OQMD) [Text] / J. E. Saal, S. Kirklin, M. Aykol, B. Meredig, and C. Wolverton // *JOM*. – 2013. – Vol. 65. – P. 1501–1509.
8. **Jain, A.** Commentary: The Materials Project: A materials genome approach to accelerating materials innovation [Text] / A. Jain et al. // *APL Materials*. – 2013. – Т. 1, №. 1. – С. 011002.
9. **Aroyo, M. I.** Crystallography online: Bilbao crystallographic server [Text] / M. I. Aroyo et al. // *Bulg. Chem. Commun.* – 2011. – Т. 43, №. 2. – С. 183–197.
10. **Singraber, A.** Parallel multistream training of high-dimensional neural network potentials [Text] / A. Singraber et al. // *Journal of Chemical Theory and Computation*. – 2019. – Т. 15, №. 5. – С. 3075–3092.
11. **Plimpton, S.** Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics [Text] // *Journal of computational physics*. – 1995. – Т. 117, №. 1. – С. 1–19.
12. **Imbalzano, G.** Automatic selection of atomic fingerprints and reference configurations for machine-learning potentials [Text] / G. Imbalzano et al. // *The Journal of chemical physics*. – 2018. – Т. 148.

## DEVELOPMENT OF PARAMETRIC INTERATOMIC POTENTIALS BASED ON NEURAL NETWORKS FOR AL STRUCTURES

*B. A. Panchenko, A. E. Mayer*

Chelyabinsk State University, Chelyabinsk, Russia

The method of molecular dynamics (MD) has recently become widespread in the study of various deformations of metals (tension, shear, compression, torsion). Interatomic interaction in this method is determined by means of interatomic potentials. Currently, instead of analytical potentials, where interaction energy is modeled by analytical functions (Lenard–Jones potential, Morse potential and other more complex potentials), parametric interaction potentials are being widely developed. Parametric potentials or machine

learning potentials are approximations of results obtained by first-principle modeling that gives more accuracy, in comparison with analytical potentials and more speed of calculations, in comparison with first-principle methods.

One of the varieties of parametric potentials is a potential based on neural networks. A widely used approach for constructing such potentials has been proposed by Behler and Parrinello [1]. In this paper an interatomic potential for calculations of Al structures has been developed based on this approach.

The potential was trained on the basis of the data obtained by density functional theory (DFT) calculations. The calculations were performed with the Quantum ESPRESSO software package [2, 3], using the PBE (Perdew–Burke–Ernzerhof) functional [4] on plane waves, the pseudopotential from pslibrary [5] was used. Other parameters for individual structures were chosen individually. The AiiDa software [6] was used to automate the process of calculations and parameter selection. The structures were taken from open sources OQMD [7], The Materials Project [8], and The Bilbao Crystallographic Server [9]. These are various Al structures and Al-Cu alloys.

The training and the potential structure itself has been implemented by means of the n2p2 software package [10], which allows this potential to be used in MD calculations by the LAMMPS software package [11]. The input data have been optimized using the CURSEL method [12].

The potential was successfully applied to calculate stresses in Al structures and Al structures with 1–5% Cu solution.

## References

1. **Behler, J.** Generalized neural-network representation of high-dimensional potential-energy surfaces [Text] / J. Behler, M. Parrinello // *Physical Review Letters*. – 2007. – T. 98, №. 14. – С. 146401.
2. **Giannozzi, P.** QUANTUM ESPRESSO: a modular and open-source software project for quantum simulations of materials [Text] / P. Giannozzi et al. // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2009. – T. 21, №. 39. – С. 395502.
3. **Giannozzi, P.** Quantum ESPRESSO toward the exascale [Text] / P. Giannozzi et al. // *The Journal of Chemical Physics*. – 2020. – T. 152, №. 15. – С. 154105.
4. **Perdew, J. P.** Rationale for mixing exact exchange with density functional approximations [Text] / J. P. Perdew, M. Ernzerhof, K. Burke // *The Journal of Chemical Physics*. – 1996. – T. 105, №. 22. – С. 9982–9985.
5. **Dal Corso, A.** Pseudopotentials periodic table: From H to Pu [Text] // *Computational Materials Science*. – 2014. – T. 95. – С. 337–350.
6. **Pizzi, G.** AiiDA: automated interactive infrastructure and database for computational science [Text] / G. Pizzi et al. // *Computational Materials Science*. – 2016. – T. 111. – С. 218–230.
7. **Saal, J. E.** Materials Design and Discovery with High-Throughput Density Functional Theory: The Open Quantum Materials Database (OQMD) [Text] / J. E. Saal, S. Kirklin, M. Aykol, B. Meredig, and C. Wolverton // *JOM*. – 2013. – Vol. 65. – P. 1501–1509.
8. **Jain, A.** Commentary: The Materials Project: A materials genome approach to accelerating materials innovation [Text] / A. Jain et al. // *APL Materials*. – 2013. – T. 1, №. 1. – С. 011002.
9. **Aroyo, M. I.** Crystallography online: Bilbao crystallographic server [Text] / M. I. Aroyo et al. // *Bulg. Chem. Commun.* – 2011. – T. 43, №. 2. – С. 183–197.
10. **Singraber, A.** Parallel multistream training of high-dimensional neural network potentials [Text] / A. Singraber et al. // *Journal of Chemical Theory and Computation*. – 2019. – T. 15, №. 5. – С. 3075–3092.
11. **Plimpton, S.** Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics [Text] // *Journal of computational physics*. – 1995. – T. 117, №. 1. – С. 1–19.
12. **Imbalzano, G.** Automatic selection of atomic fingerprints and reference configurations for machine-learning potentials [Text] / G. Imbalzano et al. // *The Journal of chemical physics*. – 2018. – T. 148.

## СИСТЕМЫ ДИАГНОСТИКИ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

*А. Р. Ахметов<sup>1</sup>, И. А. Журавлев<sup>1</sup>, П. А. Колесников<sup>1</sup>, О. И. Мешков<sup>2</sup>, И. В. Пензин<sup>1</sup>,  
А. В. Петренко<sup>2</sup>, Р. В. Протас<sup>1</sup>, С. Д. Хренков<sup>1</sup>, Д. Н. Шепелев<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

<sup>2</sup>Институт ядерной физики им. Г. И. Будкера СО РАН, Новосибирск, Россия

Необходимость получения качественных изображений оптически непрозрачных объектов из материалов с высокой плотностью предъявляет высокие требования к качеству электронного пучка источника тормозного излучения.

Опытная эксплуатация линейного индукционного ускорителя ЛИУ-20 показала, что настройка режимов работы установки требует наличия разнообразных средств диагностики электронного пучка. Применяются разрушающие и неразрушающие способы диагностики. Диагностируются такие параметры пучка, как положение пучка относительно центральной орбиты, интенсивность, энергия, продольный и поперечный профили в различных точках ускорителя, размер фокусного пятна.

## DIAGNOSTICS SYSTEMS FOR HIGH-CURRENT ELECTRON BEAM

*A. R. Akhmetov<sup>1</sup>, I. A. Zhuravlev<sup>1</sup>, P. A. Kolesnikov<sup>1</sup>, O. I. Meshkov<sup>2</sup>, I. V. Penzin<sup>1</sup>, A. V. Petrenko<sup>2</sup>,  
R. V. Protas<sup>1</sup>, S. D. Khrenkov<sup>1</sup>, D. N. Shepelev<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

<sup>2</sup>Budker Institute of Nuclear Physics, SB RAS, Novosibirsk, Russia

The high-quality images of optically nontransparent objects made of high-density materials require high-quality electron beam from bremsstrahlung radiation source.

The experimental operation of the LIA-20 linear induction accelerator facility has shown that various means for electron beam diagnostics are required to adjust the facility operation modes. Destructive and nondestructive diagnostics are applied to diagnose such beam parameters as beam position relative to the central orbit, beam intensity, beam energy, longitudinal and transverse profiles in different accelerator points, and focal spot size.

## ВЛИЯНИЕ ГРАФЕНА НА ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

*И. Г. Бродова<sup>1</sup>, С. В. Разоренов<sup>2</sup>, А. Н. Петрова<sup>1</sup>, И. Г. Ширинкина<sup>1</sup>, Е. В. Шорохов<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>3</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Изучены динамические механические свойства металломатричных композитов на основе алюминиевых сплавов разного состава (АА-3003, АА-5154 и А1) с графеном (0,1 вес. %), полученных под

слоем солевого расплава по оригинальной технологии в ИВЭХ УрО РАН. Ранее, при исследовании закономерностей формирования структуры композитов была доказана армирующая роль графена при его содержании в матрице 0,1–0,4 [1–4]. Было установлено, что существует закономерная связь механических характеристик со структурным состоянием и составом сплавов. Разные структурные состояния – крупнокристаллическое (КК), мелкокристаллическое (МК) и субмикроструктурное (СМК), были получены при сравнении литых и деформированных композитов, полученных при динамическом сжатии методом Гопкинсона–Кольского и динамическим канально-угловым прессованием. Помимо измерений прочностных характеристик исследуемых композитов при квазистатических нагрузках деформации  $\dot{\epsilon} = 10^3 \text{ с}^{-1}$ , проведены измерения свойств композитов с разным размером зерна (динамического предела упругости  $\sigma_{\text{HEL}}$  и динамического предела текучести  $Y$ ) при ударно-волновом нагружении с  $\dot{\epsilon} > 10^5 \text{ с}^{-1}$ . Измельчение структуры композитов при динамическом сжатии относительно литого состояния (до 100–50 мкм) приводит к незначительным изменениям твердости и микротвердости матрицы. Твердость МК композита AlGn возрастает на 25%, а микротвердость матрицы МК композита AlMgGn – не более, чем на 15–20%. Переход от КК к СМК состоянию вызывает резкое повышение твердости композитов: в 1,6 раза в композитах на основе Al-Mn сплава и в 2,6 раза в композите AlGn. Установлена связь упруго-пластических свойства алюмоматричных композитов от размера зерна и химического состава матрицы и показано, что переход от КК к СМК структуре повышает их в среднем в 1,5 раза. Сравнение упруго-пластических свойств СМК композитов со свойствами СМК неармированных материалов показало, что добавка графена в количестве 0,1% упрочняет материал и вызывает рост  $\sigma_{\text{HEL}}$  и  $Y$  – на 30–50 % в зависимости от химического состава матрицы. Кроме того, по измеренным профилям скорости свободной поверхности определялась величина критических разрушающих напряжений. Повышение упруго-пластических характеристик при легировании Al матрицы сопровождается снижением откольной прочности на 10–20%. Таким образом, проведенные исследования показали, что для усиления армирующей роли графена целесообразно применять в качестве обработки высокоскоростную деформацию.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ в по темам «Структура» №122021000033-2 и № АААА-А19-119071190040-5.

### Литература

1. **Brodova, I. G.** Structure formation and physical-mechanical properties of Al-Mg alloy with microadditions of graphene [Text] / I. G. Brodova, L. A. Yolshina, D. Yu. Rasposienko, R. V. Muradymov, I. G. Shirinkina et al. // Letters on Materials. – 2022. – Vol. 12. – P. 269–543.
2. **Brodova, I.** Effect of Grain Size on the Properties of Aluminum Matrix Composites with Graphene [Текст] / I. Brodova, L. Yolshina, S. Razorenov, D. Rasposienko, A. Petrova, I. Shirinkina et al. // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 1054–1069.
3. **Brodova, I. G.** Mechanical properties of submicrocrystalline aluminium matrix composites reinforced by “in situ” graphene through severe plastic deformation processes [Текст] / I. G. Brodova, A. N. Petrova, I. G. Shirinkina, D. Yu. Rasposienko, L. A. Yolshina et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 859. – P. 158387–158395.
4. **Shirinkina, I. G.** The Effect of Graphene Additives on the Structure and Properties of Aluminum [Текст] / I. G. Shirinkina, I. G. Brodova, D. Yu. Rasposienko, R. V. Muradymov, L. A. Elshina, E. V. Shorokhov et al. // Physics of Metals and Metallography. – 2020. – Vol. 121. – P. 1193–1202.

## INFLUENCE OF GRAPHEN ON DYNAMIC PROPERTIES OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITES

*I. G. Brodova<sup>1</sup>, S. V. Razorenov<sup>2</sup>, A. N. Petrova<sup>1</sup>, I. G. Shirinkina<sup>1</sup>, E. V. Shorokhov<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry, Chernogolovka, Russian

<sup>3</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

The dynamic mechanical properties of metal-matrix composites based on aluminum alloys of various compositions (AA-3003, AA-5154, and Al) with graphene (0.1 wt %), obtained under a layer of molten salt using an original technology at the IVEC, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, were studied [1–4]. Earlier, when studying the regularities of the formation of the structure of composites, the reinforcing role of graphene was proved at its content in the matrix of 0.1–0.4. It was found that there is a regular relationship between mechanical characteristics and the structural state and composition of the alloys. Different structural states – coarse-grained (CC), fine-crystalline (MC), and submicrocrystalline (SMC) were obtained by comparing cast and deformed composites obtained under dynamic compression by the Hopkinson–Kolsky method and dynamic channel-angular pressing. In addition to measuring the strength characteristics of the studied composites under quasi-static loads, deformations  $\dot{\epsilon} = 10^3 \text{ s}^{-1}$ , the properties of composites with different grain sizes (dynamic elastic limit  $\sigma_{\text{HEL}}$  and dynamic yield point  $Y$ ) were measured under shock-wave loading with  $\dot{\epsilon} > 10^5 \text{ s}^{-1}$ . Refining the structure of composites under dynamic compression relative to the cast state (up to 100–50  $\mu\text{m}$ ) leads to minor changes in the hardness and microhardness of the matrix. The hardness of the MC composite AlGn increases by 25%, and the microhardness of the matrix of the MC composite AlMgGn – no more than 15–20%. The transition from the CC to the SMC state causes a sharp increase in the hardness of the composites: by 1,6 times in composites based on Al-Mn alloy and by 2,6 times in the AlGn composite. The relationship between the elastic-plastic properties of aluminum-matrix composites and the grain size and chemical composition of the matrix has been established, and it has been shown that the transition from the CC to the SMC structure increases them by an average of 1.5 times. A comparison of the elastoplastic properties of SMC composites with the properties of SMC non-reinforced materials showed that the addition of graphene in an amount of 0.1% strengthens the material and causes an increase in  $\sigma_{\text{HEL}}$  and  $Y$  by 30–50%, depending on the chemical composition of the matrix. In addition, the value of critical failure stresses was determined from the measured velocity profiles of the free surface. An increase in the elastoplastic characteristics upon alloying the Al matrix is accompanied by a decrease in the spall strength by 10–20%. Its value for graphene-doped samples is  $\sim 1.5 \text{ GPa}$  and tends to slightly decrease with increasing graphene concentration, since the graphene solid particles are stress concentrators during dynamic tension under spall conditions. Thus, the conducted studies have shown that in order to enhance the reinforcing role of graphene, it is advisable to use high-speed deformation as a treatment.

This work was carried out within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation in the topic “Structure” No. 122021000033-2 and No. AAAA-A19-119071190040-5.

### References

1. **Brodova, I. G.** Structure formation and physical-mechanical properties of Al-Mg alloy with microadditions of graphene [Text] / I. G. Brodova, L. A. Yolshina, D. Yu. Rasposienko, R. V. Muradymov, I. G. Shirinkina et al. // Letters on Materials. – 2022. – Vol. 12. – P. 269–543.
2. **Brodova, I.** Effect of Grain Size on the Properties of Aluminum Matrix Composites with Graphene [Текст] / I. Brodova, L. Yolshina, S. Razorenov, D. Rasposienko, A. Petrova, I. Shirinkina et al. // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 1054–1069.

3. **Brodova, I. G.** Mechanical properties of submicrocrystalline aluminium matrix composites reinforced by “in situ” graphene through severe plastic deformation processes [Текст] / I. G. Brodova, A. N. Petrova, I. G. Shirinkina, D. Yu. Rasposienko, L. A. Yolshina et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 859. – P. 158387–158395.
4. **Shirinkina, I. G.** The Effect of Graphene Additives on the Structure and Properties of Aluminum [Текст] / I. G. Shirinkina, I. G. Brodova, D. Yu. Rasposienko, R. V. Muradymov, L. A. Elshina, E. V. Shorokhov et al. // Physics of Metals and Metallography. – 2020. – Vol. 121. – P. 1193–1202.

4-36

## ОБ УДВОЕНИИ СКОРОСТИ ПРИ ВЫХОДЕ УДАРНОЙ ВОЛНЫ НА СВОБОДНУЮ ПОВЕРХНОСТЬ

*А. В. Петровцев*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

При выборе постановки экспериментов и анализе результатов измерений часто используется выполняющееся приближенно эмпирическое соотношение  $W \approx 2U$ , соответствующее тому, что значение скорости свободной поверхности после выхода на нее ударной волны равно удвоенному значению массовой скорости за фронтом ударной волны. Оно отвечает близости на  $P$ - $U$  диаграмме адиабаты разгрузки из состояния ударного сжатия и отраженной относительно вертикальной линии, проходящей через это состояние, ударной адиабаты. Метод «отражения» традиционно применяется при измерении ударной сжимаемости веществ. Точность выполнения «правила» удвоения для простых веществ, например, металлов без фазовых превращений в ограниченном диапазоне ( $P \leq 50$  ГПа) давлений оценивается в пределах (1–2)% [1]. Экспериментальные и теоретические исследования показывают, что с ростом амплитуды ударной нагрузки и увеличением ударного нагрева нарушение «правила» удвоения скорости нарастает.

Применение аналоговых методов регистрации скорости движения свободной поверхности позволили установить и другие причины отклонений. Одной из них является проявление материалами сдвиговой прочности [2]. С появлением в последние десятилетия прецизионных аналоговых методов регистрации скорости на основе лазерной интерферометрии позволили более точно оценить данный эффект. Оказалось, что для материалов с высокой сдвиговой прочностью он может быть весьма значительным. Так в [3] для высокопрочной углеродистой стали 42CrMo4 в диапазоне нагрузки  $\sigma \leq 20$  ГПа получено  $W \approx 0,946 (2U)$ , то есть отличие амплитудного значения скорости свободной поверхности от удвоенного значения массовой скорости превышает 5%. В [4] предложена методика определения величины массовой скорости по измеренному на профиле значению скорости свободной поверхности с учетом сдвиговой прочности, оцененной по амплитуде скорости на упругом предвестнике. Однако в реальности вследствие более сложного характера упругопластической деформации, чем использованное в [4] идеально-пластическое приближение, такие оценки могут быть недостаточно точны.

Другой причиной отклонения от «правила» удвоения скорости могут быть происходящие в материале при прохождении ударной волны фазовые превращения. Хотя в большинстве случаев они являются обратимыми, гистерезис превращения из-за его неравновесного протекания, отличия параметров прямого и обратного превращений вследствие ударно-волнового нагрева может приводить к изменению скорости.

В докладе обсуждается информация для двух материалов со сложными изменениями фазового состояния при ударном сжатии – металлическом цери и горной породе кварците. Они обладают сложными фазовыми диаграммами и большими изменениями объема при полиморфных превращениях. В случае кварцита также наблюдается многостадийная неравновесная кинетика превращений. Представлена экспериментальная и расчетная информация по профилям ударных волн в этих материалах,

изменению состояния материала в процессе нагружения и разгрузки, данные по скорости свободной поверхности в сравнении с массовой скоростью за фронтом ударной волны [5, 6].

### Литература

1. **Жерноклетов, М. В.** Определение ударных адиабат и изэнтроп расширения [Text] // Экспериментальные методы и средства в физике экстремальных состояний вещества: монография / Под ред. Р. И. Илькаева, А. Л. Михайлова, М. В. Жерноклетова. – М. : РАН, 2021. – 484 с.
2. **Fowles, G. R.** Shock wave compression of hardened and annealed 2024 aluminum [Text] // J. Appl. Phys. – 1961. — Vol. 32, No. 8. – P. 1475–1487.
3. **Arnold, W.** Dynamisches Werkstoffverhalten von Armco-Eisen bei Stoßwellen-belastung [Text] // Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 247. – Düsseldorf : VDI-Verlag, 1992.
4. **Grady, D. E.** Steady-wave risetime and spall measurements on uranium (3–15 GPa) [Text] // Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena (EXPLOMET-85) / L. E. Murr, K. P. Staudhammer, M. A. Meyers (eds.). – Marcel Dekker Inc., New York and Basel. – 1986 – P. 765–780.
5. **Елькин, В. М.** Уравнение состояния и особенности динамического сжатия церия [Текст] / В. М. Елькин, В. Н. Михайлов, А. В. Петровцев // Церий и титан в ударных волнах: монография. – Саров : РФЯЦ – ВНИИЭФ (в печати).
6. **Абакшин, Е. В.** Поведение монолитного кварца в ударно-волновых процессах. Прочностные свойства и полиморфные превращения – анализ экспериментальных результатов и моделирование [Текст] / Е. В. Абакшин, В. А. Быченков, Ю. Н. Жугин, А. В. Петровцев и др. // Препринт РФЯЦ – ВНИИТФ. – Снежинск: Изд-во РФЯЦ – ВНИИТФ, 2010. – 68 с.

## PARTICLE VELOCITY DOUBLING AFTER SHOCK ARRIVAL TO THE FREE SURFACE

*A. V. Petrovtsev*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”,  
Snezhinsk, Russia

The choice of the experimental setup and analysis of measurement results are often done with the use of the approximate empirical relationship  $W \approx 2U$ , meaning that the velocity of the free surface after a shock wave has reached it is equal to the doubled particle velocity behind the shock front. It fits the fact that the release adiabat from the shock compression state and the shock adiabat reflected relative to a vertical line crossing this state run closely on the  $P$ - $U$  diagram. The method of “reflection” is traditionally used when shock compressibility of materials is measured. For simple materials such as metals with no phase transformations in a limited range of pressures ( $P \leq 50$  GPa), the “rule” of doubling is estimated to be accurate within (1–2)% [1]. Experimental and theoretical studies show the “rule” to be violated more and more as the shock amplitude and heating grow.

The analog methods of free surface velocity registration helped find some other reasons for violating the doubling “rule”. One of them is the manifestation of shear strength by materials [2]. The effect was evaluated more accurately with the laser-interferometry-based precision analog velocity registration methods that appeared in recent decades. It may be quite considerable for high shear strength materials. So, in [3], for the 42CrMo4 high-strength carbon steel under loading at  $\sigma \leq 20$  GPa, the author obtained  $W \approx 0.946$  ( $2U$ ), i. e., the velocity amplitude of the free surface differed by more than 5% from the twofold value of particle velocity. Grady [4] offered a technique to determine the particle velocity from the free surface velocity measured on the profile with account for the shear strength estimated from the velocity amplitude on the elastic precursor. But in reality these estimates may appear not as accurate as desired because of the more sophisticated behavior of plastic deformation compared to the perfectly-plastic approximation used in [4].

Shock induced phase transformations may become another reason for not complying with the velocity doubling “rule”. Though they are reversible in most cases, the velocity may change due to non-equilibrium nature of transformations or differences in the parameters of direct and reverse transformations due to shock heating.



The paper discusses data for two materials characterized by sophisticated changes in their phase state in response to a shock. These are cerium metal and quartzite. They have complicated phase diagrams and exhibit large changes in volume during polymorphic transformations. Multistage non-equilibrium transformation kinetics is also observed in quartzite. The paper presents experimental and calculated data on shock profiles in these materials, changes in their states under loading and unloading, and free surface velocities in comparison with the particle velocities behind the shock front [6, 7].

### References

1. **Zhernokletov, M. V.** Determination of shock and release adiabats [Text] // Experimental methods and means in the physics of extreme material states: Monography / Edited by R. I. Il'kayev, A. L. Mikhaylov, M. V. Zhernokletov. – M. : RAS, 2021. – 484 p.
2. **Fowles, G. R.** Shock wave compression of hardened and annealed 2024 aluminum [Text] // J. Appl. Phys. – 1961. — Vol. 32, No. 8. – P. 1475–1487.
3. **Arnold, W.** Dynamisches Werkstoffverhalten von Armco-Eisen bei Stoßwellen-belastung [Text] // Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 247. – Düsseldorf : VDI-Verlag, 1992.
4. **Grady, D. E.** Steady-wave risetime and spall measurements on uranium (3–15 GPa) [Text] // Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena (EXPLOMET-85) / L. E. Murr, K. P. Staudhammer, M. A. Meyers (eds.). – Marcel Dekker Inc., New York and Basel – 1986 – P. 765–780.
5. **Elkin, V. M.** Equation of state and dynamic compression of cerium [Text] / V. M. Elkin, V. N. Mikhaylov, and A. V. Petrovtsev // Cerium and titanium under shock waves: Monography. – Sarov : RFNC – VNIIEF (in press).
6. **Abakshin, E. V.** The behavior of monolithic quartz in shock-induced processes. Strength properties and polymorphic transformations: Analysis of experimental results and simulation [Text] / E. V. Abakshin, V. A. Bychenkov, Y. N. Zhugin, A. V. Petrovtsev et al. // Preprint RFNC – VNIITF. – Snezhinsk : RFNC – VNIITF Publishing Office, 2010 – 68 p.

## СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВОЛЬФРАМА ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

*В. П. Пилюгин<sup>1,3</sup>, Д. В. Зайцев<sup>2</sup>, А. А. Куклина<sup>2</sup>, Г. П. Панфилов<sup>2</sup>, П. Е. Панфилов<sup>3</sup>,  
А. М. Пацелов<sup>1</sup>, К. А. Постовалова<sup>1</sup>, Д. И. Мелкозеров<sup>1,3</sup>, Ю. В. Соловьева<sup>4</sup>,  
Д. А. Сосян<sup>1,3</sup>, Т. П. Толмачев<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Институт естественных наук и математики УрФУ, Екатеринбург, Россия

<sup>4</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Образцы чистого вольфрама различной формы и размеров подвергали термобарическим обработкам в интервале температур 80–700 К в различных схемах напряженного состояния: осадкой, трехточечным изгибом, на срез, сдвигом под высоким давлением (НРТ, high-pressure torsion) 10–12 ГПа. Обработку выполняли от начальных деформаций до мегапластических с записями диаграммы состояния « $\sigma$ – $\epsilon$ » во всех схемах обработок. Микроструктурные исследования проводили с применением комплекса методик: методом рентгеновской дифрактометрии на отражение и в том числе на просвет, в интенсивном рентгеновском синхротронном излучении  $\lambda = 0,03685$  нм, методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии, методом металлографии для измерения микротвердости и наноиндентирования. Большинство образцов для измерения механических свойств метода-

ми микротвердости, наноиндентирования и изучения микроструктуры были обработаны под высоким давлением в 10 ГПа при нагревах в 300–320°C, с превышением температуры хладноломкости вольфрама. Для вольфрама гомологическая температура обработки является относительно низкой,  $\theta_{293\text{ K}} = T_{\text{деф.}}/T_{\text{пл.}} = 0,08$ , а при 320°C гомологическая температура равна  $\theta_{613\text{ K}} = 0,17$ . При данных температурах в вольфраме практически заблокированы диффузионные процессы, необходимые для неконсервативного движения дислокаций, необходимых для релаксации напряжений. Однако достигнутые термобарические условия обработки образцов методом НРТ по температуре близки к температуре хладноломкости и по давлению составляют 10% от модуля сдвига, что и приводит к его пластификации. Это позволяет продеформировать хрупкий металл, и получить фрагментированную нанокристаллическую структуру с размерами кристаллитов 50–250 нм и упрочнением по твердости от 3,8 до 7,6 ГПа. Столь несовершенная наноструктура по размерам кристаллитов и их форме по сравнению с другими металлами, в вольфраме образуется в силу его высокой хрупкости. А достижение более мягкой схемы деформирования при более высоких давлениях и температурах ограничено техническими возможностями материалов обработки.

Для повышения температуры обработки образцов потребовалось создать инертную химическую среду, для чего выполнены варианты вакуумирования камеры обработки и/или заполнение ее инертным газом аргоном. Применение камеры с инертной средой позволяет повысить температуру деформации и применить для нагрева не только стационарный нагрев, но и дополнительно применить высокоамперные токи для нагрева образцов в процессе деформации НРТ. Это позволило получить более совершенную нанокристаллическую структуру вольфрама с меньшим разбросом размеров кристаллитов в 30–150 нм.

Проведено сравнение деформационной наноструктуры и ее механических свойств в вольфраме со структурами и свойствами других, аналогично обработанных тугоплавких металлов с ОЦК (Mo, Nb), ГЦК (Ir) и ГПУ (Re) кристаллическими решетками.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № 122021000032-5).

## STRUCTURAL TRANSFORMATIONS AND MECHANICAL PROPERTIES OF TUNGSTEN UNDER INTENSE DEFORMATIONS UNDER HIGH PRESSURE AND DIFFERENT TEMPERATURES

*V. P. Pilyugin<sup>1,3</sup>, D. V. Zaytsev<sup>2</sup>, A. A. Kuklina<sup>2</sup>, G. P. Panfilov<sup>3</sup>, P. E. Panfilov<sup>2</sup>, A. M. Patselov<sup>1</sup>, K. A. Postovalova<sup>1</sup>, D. I. Melkozerov<sup>1,3</sup>, Yu. V. Solov'eva<sup>4</sup>, D. A. Sosyan<sup>1,3</sup>, T. P. Tolmachev<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Ural State Mining University, Ekaterinburg, Russia

<sup>3</sup>Institute of Natural Sciences and Mathematics of Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

<sup>4</sup>Tomsk State University of Architecture and Civil Engineering, Tomsk, Russia

Samples of pure tungsten of various shapes and sizes were subjected to thermal and pressure treatments in the temperature range of 80–700 K in various stress state schemes: upsetting, three-point bending, shear, high-pressure torsion (HPT) of 10–12 GPa. Processing was performed from initial deformations to severe ones with state diagram records “ $\sigma$ – $\varepsilon$ ” in all processing schemes. Microstructural studies were carried out using a set of techniques: X-ray diffractometry for reflection and transmission, in intense X-ray synchrotron radiation  $\lambda = 0.03685$  nm, scanning and transmission electron microscopy, metallography for measuring microhardness and nanoindentation. Most of the samples for measuring mechanical properties by microhardness, nanoindentation and microstructure studies were processed under high pressure of 10 GPa with heating at 300–320°C, exceeding the cold brittleness temperature of tungsten. For tungsten, the homologous treatment temperature is relatively low,  $\theta_{293\text{ K}} = T_{\text{def}}/T_m = 0.08$ , and at 320°C the homologous temperature is  $\theta_{695\text{ K}} = 0.17$ . At these temperatures in tungsten, the diffusion processes necessary for the non-conservative movement of dislocations necessary for stress relaxation are practically blocked. However, the achieved

thermal and pressure conditions for processing samples by the HPT method are close in temperature to the cold brittleness temperature and in pressure are 10% of the shear modulus, which leads to its plasticization. This makes it possible to deform a brittle metal and obtain a nanocrystalline structure with crystallite sizes of 50–250 nm and hardening from  $H_{\mu} = 3.8$  to 7.6 GPa. Such an imperfect nanostructure in terms of the size of crystallites and their shape compared to other metals is formed in tungsten due to its high brittleness. And the achievement of a softer deformation scheme at higher pressures and temperatures is limited by the technical capabilities of the processing materials.

To increase the processing temperature of the samples, it was necessary to create an inert chemical environment, for which options were made for evacuating the processing chamber and/or filling it with argon. The use of a chamber with an inert medium makes it possible to increase the deformation temperature and apply not only stationary heating, but also additionally apply high-ampere electrical currents to heat samples during HPT deformation. This made it possible to obtain a more perfect nanocrystalline structure of tungsten with a smaller spread of crystallite sizes of 30–150 nm.

The deformation nanostructure and its mechanical properties in tungsten are compared with the structures and properties of other similarly treated refractory metals with bcc (Mo, Nb), fcc (Ir), and hcp (Re) crystal lattices.

The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme “Pressure” No. 122021000032-5).

---

4-38

## ТЕПЛОНОСИТЕЛЬ ДЛЯ МИКРОКАНАЛЬНЫХ УСТРОЙСТВ С ЛОКАЛЬНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ТЕПЛОЫДЕЛЕНИЕМ

*И. И. Поволоцкий, Д. В. Волосников, А. А. Игольников, П. В. Скрипов*

Институт теплофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Задача отведения тепловых потоков большой плотности актуальна для устройств с малым характерным размером и, как следствие, с коротким временем отклика. В таких устройствах не исключена вероятность мощного тепловыделения, вплоть до  $10 \text{ МВт/м}^2$ , с импульсным или периодическим режимом. В случае миниатюрных электронных устройств и микросхем, геометрически стесненная площадь теплообмена и применение традиционных теплоносителей с кипящим слоем создают условия для локального перегрева и нарушение температурного режима. Также отсутствует возможность создания искусственных неровностей в микроканале теплообменника для турбулизации потока жидкости. Альтернативой могут выступать двухкомпонентные растворы с ограниченной областью совместимости компонентов в координатах температура-концентрация. При пересечении границы сосуществования фаз такие смеси разделяются на две жидкие фазы. Процесс разделения может происходить либо путем зародышеобразования, либо спиноподального распада. Спиноподальный распад, инициированный в маловязких системах, является естественным турбулизатором в заданных условиях потока теплоносителя [1].

Цель работы состояла в изучении характерных черт теплоотдачи к импульсно перегретым (относительно линии равновесия жидкость-жидкость и диффузионной спиноподали) водным растворам с нижней критической температурой растворения (НКТР) в сопоставлении с теплоотдачей, наблюдаемой в чистых компонентах при одинаковых условиях опыта, в том числе, на фоне фазового перехода жидкость-жидкость и спиноподального распада.

Для ее достижения был применен метод управляемого импульсного нагрева проволоочного зонда, погруженного в исследуемую жидкость, а именно, режим термостабилизации при достижении температурой зонда заданного значения  $T_{st}$  [2]. Суть измерительной процедуры состоит в записи мощности  $P(t; T_{st})$ , требуемой для поддержания постоянства температуры  $T_{st}$  и отслеживания ее изменения при изменении параметра опыта, то есть, давления или концентрации. Первичными данными

опыта служат падение напряжения на зонде  $U(t)$  и ток в цепи зонда  $I(t)$ . По первичным данным опыта рассчитываются значения сопротивления зонда  $R(T)$ , его температуры  $T_{st}(t)$  и электрической мощности  $P(t; T_{st})$ , генерируемой для ее поддержания. Далее рассчитывается средняя (по поверхности зонда) плотность теплового потока и мгновенный коэффициент теплоотдачи  $K_T(t)$ , как основная переменная в опытах с мощным тепловыделением, при заданном температурном напоре.

По результатам опытов выяснена обоснованность выбора в качестве теплоносителя водных растворов с НКТР в интервале концентраций от левой ветви спинодали до критической концентрации раствора.

Автор выражает благодарность Светлане Юрьевне Елиной за помощь в исследовательской работе.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00115-П, <https://rscf.ru/project/19-19-00115>

### Литература

1. **Xing, W.** Liquid-liquid phase separation heat transfer in advanced micro structure [Text] / W. Xing, J. Plawsky, C. Woodcock, X. Yu, A. Ullmann, N. Brauner, Y. Peles // *Int. J. Heat Mass Transfer.* – 2018. – Vol. 127. – P. 989–1000.
2. **Скрипов, П. В.** Перенос тепла в импульсно перегретых жидкостях [Текст] / П. В. Скрипов, А. А. Старостин, Д. В. Волосников // *ДАН.* – 2003. – Т. 390. – С. 192–195.

## HEAT CARRIER FOR MICROCHANNEL DEVICES WITH LOCAL PULSED HEAT GENERATION

*I. I. Povolotskiy, D. V. Volosnikov, A. A. Igolnikov, P. V. Skripov*

ITP UB RAS, Ekaterinburg, Russia

The problem of high heat fluxes removal is relevant for processes characterized by the small temporal and spatial scales. In such processes the possibility of local powerful heat release, up to  $10 \text{ MW/m}^2$  in pulsed or periodic mode is not ruled out. In the case of using miniature electronic devices and microcircuits, the geometrically constrained heat exchange area and the use of traditional fluidized-bed coolants create conditions for local superheating and temperature disturbance. There is also no possibility to create artificial irregularities in the microchannel of the heat exchanger to turbulize the fluid flow. An alternative to the traditional coolants can be two-component mixtures whose component compatibility is limited in a certain region of the temperature-concentration phase diagram. When crossing the phase coexistence boundary, such mixtures are separated into two liquid phases, which separation process occurs by either nucleation or spinodal decomposition. Spinodal decomposition initiated in low-viscosity systems is a natural turbulizer under given conditions of the coolant flow [1].

The purpose of this work was to study the characteristic features of heat transfer by short-term superheated (with respect to the liquid-liquid equilibrium line and diffusion spinodal) aqueous solutions having a lower critical solution temperature (LCST) in comparison with the heat transfer by pure components under the same experimental conditions, including against the background of liquid-liquid phase transition and spinodal decomposition.

To achieve it, the method of controlled pulsed heating of a wire probe immersed in the liquid under study was applied, namely, the thermal stabilization mode when the temperature of the probe reaches a predetermined value  $T_{st}$  [2]. The essence of the measurement procedure is to record the power value  $P(t; T_{st})$  required to maintain a constant temperature  $T_{st}$  and track its change with a change in the experimental parameter, that is, pressure or concentration. The primary data of the experiment are the voltage drop across the probe  $U(t)$  and the current in the probe circuit  $I(t)$ . According to the primary data of the experiment, the values of the probe resistance  $R(t)$ , its temperature  $T_{st}(t)$  and the electrical power  $P(t; T_{st})$  generated to maintain it are calculated. Next, the average (over the probe surface) heat flux density and the instantaneous heat transfer coefficient  $K_T(t)$  are calculated as the main variable in experiments with powerful heat release at a given temperature difference.

Based on the results of the experiments, the validity of choosing aqueous solutions with LCST as a heat carrier in the concentration range from the left branch of the spinodal to the critical concentration of the solution was clarified.

The author is grateful to Svetlana Yurievna Elina for her help in the research work.

The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 19-19-00115-P, <https://rscf.ru/project/19-19-00115>

### References

1. **Xing, W.** Liquid-liquid phase separation heat transfer in advanced micro structure [Text] / W. Xing, J. Plawsky, C. Woodcock, X. Yu, A. Ullmann, N. Brauner, Y. Peles // *Int. J. Heat Mass Transfer.* – 2018. – Vol. 127. – P. 989-1000.
2. **Скрипов, П. В.** Перенос тепла в импульсно перегретых жидкостях [Текст] / П. В. Скрипов, А. А. Старостин, Д. В. Волосников // *ДАН.* – 2003. – Т. 390. – С. 192–195.

4-39

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ХРОМОГАФНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

*В. В. Попов<sup>1</sup>, Е. Н. Попова<sup>1</sup>, Р. М. Фалахутдинов<sup>1</sup>, Г. В. Гаан<sup>2</sup>, Е. В. Шорохов<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Исследованы структура и свойства хромогафниевой бронзы Cu-0.45%Cr-0.54%Hf, подвергнутой высокоскоростной динамической деформации методом канально-углового прессования (ДКУП) и интенсивной пластической деформации методом кручения под высоким давлением (КВД). Исследования выполнены методами оптической и электронной микроскопии и дюротрии (измерения микротвердости). После отливки бронза подвергалась горячей ковке при 600°C, а затем закаливалась в воде от 950°C. После горячейковки в структуре присутствует большое количество крупных выделений, идентифицированных как интерметаллид Cu<sub>5</sub>Hf и Cr. После закалки в структуре уже не обнаруживаются выделения интерметаллида Cu<sub>5</sub>Hf, но сохраняется небольшое количество крупных выделений Cr. В исходном закаленном состоянии микротвердость составляет 770 МПа, большинство зерен имеют размеры 100–200 мкм.

После 1 прохода ДКУП поверхность образцов достаточно ровная и гладкая, без задиры и трещин. После 2 проходов на внутренней поверхности появляются небольшие задиры, но трещин нет. После 3 проходов в образцах появляются трещины. В образцах после ДКУП обнаруживаются, как и в исходном закаленном состоянии, крупные частицы Cr. После 1 прохода в бронзе присутствуют участки двух типов, с ячеистой структурой и с преобладанием двойников, что свидетельствует о действии двух механизмов деформации: скольжения и двойникования. Ячейки размерами до 1 мкм имеют широкие дислокационные границы, по форме близки к равноосным или слегка вытянуты. После двух проходов ДКУП в структуре преобладают двойники, хотя частично сохраняется и ячеистая структура. Можно заключить, что фрагментация структуры при ДКУП, особенно при деформации в 2 прохода, происходит преимущественно по механизму двойникования. Микротвердость при этом существенно возрастает (до 1750 МПа).

При КВД происходит значительное измельчение структуры и рост микротвердости. Уже при самой низкой степени деформации (на 0,5 оборота) в образцах формируется ультрамелкозернистая структура. При этом наблюдается неоднородность структуры по радиусу образца: самые мелкие зер-

на формируются на краю диска, а наиболее крупные в центре. После деформации КВД на 0,5 оборота средний размер кристаллитов на середине радиуса образца составляет 300–400 нм, а микротвердость достигает 2100 МПа, резко возрастая по сравнению с закаленным состоянием (770 МПа). С увеличением числа оборотов наблюдается измельчение структуры и увеличение ее однородности, а также рост микротвердости. Сначала эти изменения велики (после деформации на 1 оборот размеры кристаллитов уменьшаются до ~200 нм, а микротвердость возрастает до 2400 МПа), а затем и измельчение структуры, и повышение микротвердости с ростом деформации замедляются. После деформации на 3 и 5 оборотов размеры кристаллитов (на середине радиуса) составляют ~110 и ~100 нм, а значения микротвердости 2450 и 2500 МПа, соответственно. Можно полагать, что при кручении на 5 оборотов достигается стадия насыщения, при которой увеличение степени деформации уже не приводит ни к повышению твердости, ни к измельчению зеренной структуры.

Микротвердость хромогафниевого бронзы в закаленном состоянии, после ДКУП и КВД несколько выше, чем гафниевого бронзы, но различия в микротвердости и структуре невелики. Можно ожидать, что такие различия проявятся в большей степени после старения.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ по теме «Функция».

## EVOLUTION OF THE STRUCTURE OF CHROMIUM-HAFNIUM BRONZE UNDER HIGH-SPEED DYNAMIC DEFORMATION AND HIGH-PRESSURE TORSION

*V. V. Popov<sup>1</sup>, E. N. Popova<sup>1</sup>, R. M. Falahutdinov<sup>1</sup>, G. V. Gaan<sup>2</sup>, E. V. Shorokhov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Miheev Institute of Metal Physics, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

The structure and properties of Cu-0.45%Cr-0.54%Hf chromium-hafnium bronze processed by high-speed dynamic deformation by dynamic channel-angle pressing (DCAP) and severe plastic deformation by high-pressure torsion (HPT) have been studied. The studies were carried out by optical and electron microscopy and measurement of microhardness. After casting, the bronze was subjected to hot forging at 600°C and then quenched in water from 950°C. After hot forging, the structure contains a large amount of coarse precipitates identified as Cu<sub>5</sub>Hf intermetallic compound and Cr. After quenching, the Cu<sub>5</sub>Hf precipitates are no longer detected in the structure, but a small amount of coarse precipitates of Cr is retained. In the initial hardened state, the microhardness is 770 MPa, and most of the grains are 100–200 μm in size.

After 1 pass of DCAP, the surface of the samples is sufficiently even and smooth, without burrs and cracks. After 2 passes, small scratches appear on the inner surface, but there are no cracks. After 3 passes, cracks appear in the samples. In samples after DCAP, large Cr particles are found, as in the initial quenched state. After 1 pass, there are two types of areas in bronze, with a cellular structure and with a predominance of twins, which indicates the action of two deformation mechanisms: slipping and twinning. Cells up to 1 μm in size have wide dislocation boundaries and are close to equiaxed or slightly elongated in shape. After two DCAP passes, the structure is dominated by twins, although the cellular structure is also partially preserved. It can be concluded that fragmentation of the structure under DCAP, especially upon deformation in two passes, occurs predominantly by the twinning mechanism. In this case, the microhardness increases significantly (up to 1750 MPa).

Under the HPT, there is a significant refinement of the structure and an increase in microhardness. Already at the lowest degree of deformation (by 0.5 revolutions), an ultrafine-grained structure is formed in the samples. In this case, the heterogeneity of the structure along the radius of the sample is observed: the finest grains are formed at the edge of the disk, and the largest in the center. After the HPT by 0.5 revolutions, the average crystallite size at the middle of the sample radius is 300–400 nm, and the microhardness reaches 2100 MPa, sharply increasing compared to the quenched state (770 MPa). With an increase in the number of revolutions, the refinement of the structure and increase in its uniformity, as well as the increase in microhardness, are observed. Initially, these changes are pronounced (after deformation per 1 revolution,

the average crystallite size decreases to ~200 nm, and the microhardness increases to 2400 MPa), and then both the structure refinement and the microhardness increasing slow down with increasing strain. After deformation by 3 and 5 revolutions, the crystallite sizes (in the middle of the radius) are ~110 and ~100 nm, and the microhardness values are 2450 and 2500 MPa, respectively. It can be assumed that under the HPT by 5 revolutions, a saturation stage is reached, at which an increase in the strain no longer leads to either an increase in hardness or a refinement of the grain structure.

The microhardness of chromium-hafnium bronze in the quenched state, after DCAP and HPT, is slightly higher than that of hafnium bronze, but the differences in microhardness and structure are small. It can be expected that such differences will manifest themselves to a greater extent under aging.

The work was carried out in the framework of the State Task of Ministry of Education and Science on the topic "Function".

---

4-40

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ УСКОРЕННЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА, ПРИМЕНЯЕМОГО ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

*И. С. Каманцев, Е. А. Путилова, В. П. Швейкин, И. Г. Маргамов*

ФГБУН Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург, Россия

ПЭТФ, (полиэтилентерефталат) – это термопластичный полимер, являющийся самым распространенным среди полиэфиров. Материал обладает прозрачностью, высокой прочностью, хорошей пластичностью (причем в нагретом состоянии, и в холодном), химической стойкостью. Этот материал широко применяется во многих областях промышленности, в том числе и в медицине. ПЭТФ-тара в настоящее время активно вытесняет такие традиционные виды аптечной, медицинской и лабораторной тары, как стекло и картон. ПЭТФ широко используется при производстве одноразовых изделий медицинского назначения (синтетический шовный материал, элементы наборов для операций и пр.). Однако вследствие своей термочувствительности медицинские изделия из ПЭТФ требуют так называемых «холодных» методов стерилизации, одним из которых является радиационный, который, в свою очередь, может приводить к деструкции полимерного материала. Обработка ускоренными электронами с энергиями ниже порога возникновения ядерных реакций (обычно до 10 МэВ) используется для промышленной стерилизации изделий медицинского назначения. Согласно стандартам, применяемым в РФ (ГОСТ ISO 11137-1-2011) диапазон применяемых для стерилизации доз равен 15–25 кГр. Выбор дозы обусловлен условием обеспечения установленных требований к стерильности. Но при этом процедура радиационной стерилизации не должна существенно ухудшать потребительские свойства изделий. В связи с этим, актуальным представляется поиск чувствительных методов оценки пострадиационного изменения физико-химических свойств медицинских изделий из ПЭТФ.

Исследования проводились на пробирках из ПЭТФ объемом 9 и 5, которые были подвергнуты стерилизационному ионизирующему  $\beta$ -излучению с дозами в диапазоне от 5 до 25 кГр. Для анализа изменения физических свойств исследуемых образцов применяли метод ИК-спектроскопии, а также оценивали изменение оптических свойств образцов.

Анализ полученных ИК-спектров на исследуемых образцах ПЭТФ позволяет говорить о том, что воздействие радиационного  $\beta$ -облучения величиной 5 кГр оказывает однозначное влияние на инфракрасные спектры ПЭТФ, то есть радиационный эффект, заключающийся в уменьшении количества С-Н связей присутствует и, по всей видимости, связан с процессом дегидрирования материала пробирок.

Для оценки влияния  $\beta$ -излучения на изменения оптических свойств пробирок, изготовленных из ПЭТФ было проведено две серии испытаний: анализ изменения коэффициента преломления и коэф-

фициента отражения. В первом случае в ходе экспериментов было сделано несколько серий съемок. По полученным снимкам было проанализировано изменение интенсивности светового потока, проходящего через образцы, и составлена таблица сравнения между образцами, которые подвергались облучению и образцами без облучения. Измерения уровней сигнала, характеризующих яркость объекта, проводились путем усреднения значений вокруг выбранной точки для областей размером  $2 \times 2$ ,  $3 \times 3$ ,  $4 \times 4$  и  $5 \times 5$  пикселей для того, чтобы подобрать оптимальный размер области. Из представленных данных видно, что в среднем наблюдалось относительное изменение интенсивности на 3–4% относительно необлученных образцов. Изменение интенсивности указывает на то, что объект начал пропускать меньше света после облучения, что вероятно говорит об ухудшении его оптических свойств, т. е. о пропорциональном увеличении коэффициента преломления. Согласно классическим представлениям о стеклах и других оптически прозрачных объектах, в них с ростом коэффициента преломления возрастает и коэффициент отражения. Результаты серии испытаний полностью подтвердили выдвинутую гипотезу и показали увеличение интенсивности отраженного потока на 7–10% для различных точек в области расположения образца для облученного образца. Таким образом, проведенные исследования позволяют предположить возможность оценки изменения физических свойств ПЭТФ после облучения при помощи оптического контроля изделий на потоковом производстве.

Проведены исследования по влиянию  $\beta$ -излучения на физические свойства медицинских пробирок, изготовленных из ПЭТФ, методами ИК-спектроскопии и прошедшего оптического излучения. Установлено, что воздействие радиационного  $\beta$ -облучения величиной 5 кГр оказывает однозначное влияние на инфракрасные спектры ПЭТФ. Согласно результатам ИК-спектроскопии указанное влияние связано с уменьшением количества С-Н связей. Уменьшение С-Н связей, по всей видимости, связано с процессом дегидрирования материала пробирок, что в свою очередь изменяет оптические свойства исследуемого объекта – приводит к увеличению коэффициента преломления и пропорциональному увеличению коэффициента отражения.

## **STUDY OF THE EFFECT OF TREATMENT WITH ACCELERATED ELECTRONS ON THE CHANGES IN PHYSICAL PROPERTIES OF POLYETHYLENE TEREPHTHALATE USED FOR MEDICAL PRODUCTS**

*I. S. Kamantsev, E. A. Putilova, V. P. Shveikin, I. G. Margamov*

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

PET, (polyethylene terephthalate) is a thermoplastic polymer, which is the most common among polyesters. The material has transparency, high strength, good ductility (both in a heated state and in a cold one), and chemical resistance. This material is widely used in many industries, including medicine. PET containers are currently actively replacing such traditional types of pharmaceutical, medical and laboratory containers as glass and cardboard. PET is widely used in the production of disposable medical products (synthetic suture material, elements of surgical kits, etc.). However, due to their thermal sensitivity, PET medical products require the so-called “cold” sterilization methods, one of which is radiation, which, in turn, can lead to the destruction of the polymer material. Processing with accelerated electrons with energies below the threshold for the occurrence of nuclear reactions (usually up to 10 MeV) is used for industrial sterilization of medical devices. According to the standards used in the Russian Federation (GOST ISO 11137-1-2011), the range of doses used for sterilization is 15–25 kGy. The choice of dose is determined by the condition of ensuring the established requirements for sterility. But at the same time, the radiation sterilization procedure should not significantly impair the consumer properties of products. In this regard, it seems relevant to search for sensitive methods for assessing post-radiation changes in the physicochemical properties of medical products made from PET.

The studies were carried out on PET test tubes of 9 and 5 volumes, which were subjected to sterilization ionizing  $\beta$ -radiation with doses ranging from 5 to 25 kGy. To analyze the change in the physical properties of the samples under study, the method of IR spectroscopy was used, and the change in the optical properties of the samples was also evaluated.



An analysis of the obtained IR spectra on the studied PET samples suggests that the effect of radiation exposure of 5 kGy has an unambiguous effect on the infrared spectra of PET, that is, the radiation effect, which consists in a decrease in the number of C-H bonds, is present and, apparently, is associated with the process dehydrogenation of the tube material.

To assess the effect of radiation on changes in the optical properties of test tubes made of PTEF, two series of tests were carried out: analysis of changes in the refractive index and reflection coefficient. In the first case, several series of surveys were made during the experiments. Based on the images obtained, the change in the intensity of the light flux passing through the samples was analyzed, and a comparison table was compiled between the samples that were irradiated and the samples without irradiation. Measurements of the signal levels characterizing the brightness of the object were carried out by averaging the values around the selected point for areas of 2×2, 3×3, 4×4 and 5×5 pixels in order to select the optimal size of the area. From the presented data, it can be seen that, on average, there was a relative change in intensity of 3–4% relative to non-irradiated samples. The change in intensity indicates that the object began to transmit less light after irradiation, which probably indicates a deterioration in its optical properties, i. e. about a proportional increase in the refractive index. According to classical ideas about glasses and other optically transparent objects, in them, with an increase in the refractive index, the reflection coefficient also increases. The results of a series of tests fully confirmed the hypothesis put forward and showed an increase in the intensity of the reflected flux by 7–10% for various points in the sample location area for the irradiated sample. Thus, the conducted studies suggest the possibility of evaluating the change in the physical properties of PET after irradiation using optical control of products in mass production.

Studies have been carried out on the effect of treatment with accelerated electrons on the physical properties of medical test tubes made of PET using IR spectroscopy and transmitted optical radiation. It has been established that the effect of radiation  $\beta$ -irradiation with a value of 5 kGy has an unambiguous effect on the infrared spectra of PET. According to the results of IR spectroscopy, this effect is associated with a decrease in the number of C-H bonds. The decrease in C-H bonds, apparently, is associated with the process of dehydrogenation of the test tube material, which in turn changes the optical properties of the object under study – leads to an increase in the refractive index and a proportional increase in the reflection coefficient.

## ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АЛТЭК

*Д. Ю. Распосиенко<sup>1</sup>, А. Н. Петрова<sup>1</sup>, Г. В. Гаркушин<sup>2</sup>, А. С. Савиных<sup>2</sup>, С. В. Разоренов<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

В работе исследованы упругие и прочностные свойства литого крупнозернистого и деформированного мелкозернистого сплава АЛТЭК системы Al-Mn-Cu-Zr-Cr (Al-1.53Cu-1.66Mn-0.38Zr-0.15Cr-0.15Fe (масс. %)) при нагружении ударными волнами.

Слитки деформировали на опытно-промышленном стане методом радиально-сдвиговой прокатки (РСП) в два прохода по схеме  $\varnothing 40 \rightarrow \varnothing 31 \rightarrow \varnothing 24$  мм при температуре 350°C без промежуточных отжигов. Коэффициент вытяжки составил  $\mu = 3,4$ . Методами световой, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа были изучены структурно-фазовые превращения в сплаве АЛТЭК в процессе РСП и последующего отжига, определено влияние деформации и постдеформационной термической обработки на статические и динамические свойства сплава. Показано, что РСП, как метод интенсивной пластической деформации, привел к формированию мелкозернистой структуры со средним размером зерен 1,5 мкм, в то время как в литом состоянии размер зерна составлял 3000 мкм. Существенное измельчение зеренной структуры сплава при дефор-

мации способствовало повышению условного предела текучести сплава от 57 до 76 МПа и предела прочности от 166 до 251 МПа, относительного удлинения от 22 до 29%.

Эксперименты по нагружению ударными волнами проводились при комнатной температуре и повышенной температуре 400°C. Ударные волны сжатия генерировались в образцах толщиной 0,1–4 мм при соударении с алюминиевыми ударниками толщиной 0,05–0,95 мм, разогнанными с помощью пневматической пушки ПП50 калибром 50 мм до скорости  $335 \pm 10$  м/с. Во всех экспериментах в процессе нагружения проводилась регистрация профиля скорости свободной поверхности образцов –  $u_{fs}(t)$  с помощью лазерного доплеровского интерферометрического измерителя скорости VISAR с высоким пространственным ( $\sim 0,1$  мм<sup>2</sup>) и временным разрешением ( $\sim 1$  нс). Величину динамического предела упругости и откольной прочности определяли из анализа профилей скорости свободной поверхности образцов. Вследствие высокой пластичности сплава на волновых профилях наблюдалось затянутое разрушение, которое выражалось в уменьшении средней скорости свободной поверхности после откола. Обнаружено, что вместо ожидаемого увеличения прочностных характеристик, у деформированного мелкозернистого сплава для всех условий нагружения, напротив, происходило уменьшение динамического предела упругости, а откольная прочность практически не изменилась по сравнению с крупнозернистым сплавом. Повышение температуры деформации до 400°C привело к снижению прочностных свойств сплава в независимости от его исходной структуры.

Эксперименты по нагружению ударными волнами выполнены в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ (тема № АААА-А19-119071190040-5), структурные исследования и анализ волновых профилей в рамках проекта РНФ №22-23-00904.

## DYNAMIC PROPERTIES OF THE ALTEK ALUMINUM ALLOY

*D. Y. Rassiyenko<sup>1</sup>, A. N. Petrova<sup>1</sup>, G. V. Garkushin<sup>2</sup>, A. S. Saviny<sup>2</sup>, S. V. Razenov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

The work is devoted to the research of elastic and strength properties of cast coarse-grained and deformed fine-grained Al-Mn-Cu-Zr-Cr (Al-1.53Cu-1.66Mn-0.38Zr-0.15Cr-0.15Fe (masses)) ALTEK alloy system.

The ingots were deformed on a pilot-industrial mill by radial shear rolling (RSR) according to the scheme  $\varnothing 40 \rightarrow \varnothing 31 \rightarrow \varnothing 24$  mm at a temperature of 350°C without intermediate annealing. The extension coefficient was  $\mu = 3.4$ . Structural and phase transformations in the ALTEK alloy in the process of RSR and subsequent annealing were studied by the methods of light, transmission and scanning electron microscopy, X-ray analysis. The influence of deformation and post-deformation heat treatment on the static and dynamic properties of the alloy was determined. It was shown that the RSR, as a method of severe plastic deformation, resulted in the formation of a fine-grained structure with an average grain size of 1.5  $\mu\text{m}$ , while in the cast state the grain size was 3000  $\mu\text{m}$ . The substantial grain refinement by the deformation contributed to an increase in the yield limit of the alloy from 57 to 76 МПа and the ultimate tensile strength from 166 to 251 МПа, the elongation to failure from 22 to 29%.

The shock wave loading experiments were carried out at room temperature and at elevated temperature of 400°C. Compression shock waves were generated in 0.1–4 mm thickness samples with aluminium strikers 0.05–0.95 mm thick accelerated using 50 mm caliber pneumatic gun to the velocity of  $335 \pm 10$  m/s. In all experiments the free surface velocity profile of the samples –  $u_{fs}(t)$  was recorded using the laser Doppler interferometric velocimeter VISAR with high spatial ( $\sim 0.1$  мм<sup>2</sup>) and time resolution ( $\sim 1$  ns). The Hugoniot elastic limit and spall strength were determined from the analysis of the free surface velocity profiles of the samples. Due to the high plasticity of the alloy on the wave profiles there was a prolonged spallation, which was a decrease in the average free surface velocity after the spallation. Instead of the expected increase in strength, a deformed fine-grained alloy was found to have reduced Hugoniot elastic limit for all loading conditions, and the spall strength was almost unchanged compared to coarse-grained alloy. Heating the

samples to a temperature of 400°C led to a noticeable reduction of strength properties of ALTEK alloy regardless of its structure.

Experiments on shock loading were carried out within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (AAAAA-A19-119071190040-5), structural characterisation and analysis of wave profiles were carried out within the framework of Russian Foundation for Basic Research (the project № 22-23-00904).

4-42

## **МОДИФИЦИРОВАННЫЙ ТЕСТ ТЕЙЛОРА С ПРОФИЛИРОВАННЫМИ МЕДНЫМИ ЦИЛИНДРАМИ: ЭКСПЕРИМЕНТ, МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ И 3D SPH МОДЕЛИРОВАНИЕ С ОПТИМИЗАЦИЕЙ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ**

*Е. С. Родионов, В. В. Погорелко, В. Г. Лупанов, П. Н. Майер, А. Е. Майер*

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

Современный прогресс в численном моделировании и машинном обучении позволяет применять сложные условия нагружения для идентификации параметров моделей пластичности. Эта возможность расширяет спектр рассматриваемых деформированных состояний и делает идентифицированную модель лучше соответствующей инженерной практике. Разработан комбинированный экспериментально-численный подход для определения параметров модели и исследования динамической пластичности металлов. Подход продемонстрирован на примере холоднокатаной меди.

В экспериментальной части предложены профилированные образцы, форма которых позволяет достигать больших пластических деформаций со скоростями деформации до  $10^5 \text{ с}^{-1}$  при скоростях удара менее 130 м/с. Цилиндр диаметром 8 мм и длиной в 40 мм был вырезан из медного холоднокатаного прутка бескислородной меди М1 и обточен в головной части для получения трех различных форм: 1) уменьшенный цилиндр диаметром 3 мм и длиной 10 мм; 2) уменьшенный цилиндр диаметром 4 мм; 3) усеченный конус диаметром в вершине 2 мм и длиной 20 мм.

В численной части модель дислокационной пластичности реализована в трехмерном случае с использованием численной схемы гидродинамики сглаженных частиц (SPH) [1]. Ранее эта модель была проверена для задачи о структуре ударной волны при соударении пластин [2]. Мы применяем байесовский статистический метод в сочетании с обученной искусственной нейронной сетью в качестве эмулятора SPH для оптимизации параметров модели дислокационной пластичности.

Сравнение конечных форм образцов, показанных на рис. 1, подтверждает применимость численной модели. Микроструктурный анализ указывает на порообразные структуры размером около 10–40 мкм и значительное измельчение зеренной структуры в деформированных частях образца. В недеформированной части образца зерна имеют характерный блеск металлической меди без примесей и окислов. Зерна вытянуты в направлении прокатки. Метод площадей дает средний диаметр зерна около 18,4 мкм. Как в деформированной, так и в недеформированной части образца отчетливо видны полосы локализации пластического течения шириной 10–20 мкм. Микрофотография образца показана на рис. 2.

Работа поддержана Российским Научным Фондом (проект № 20-79-10229).

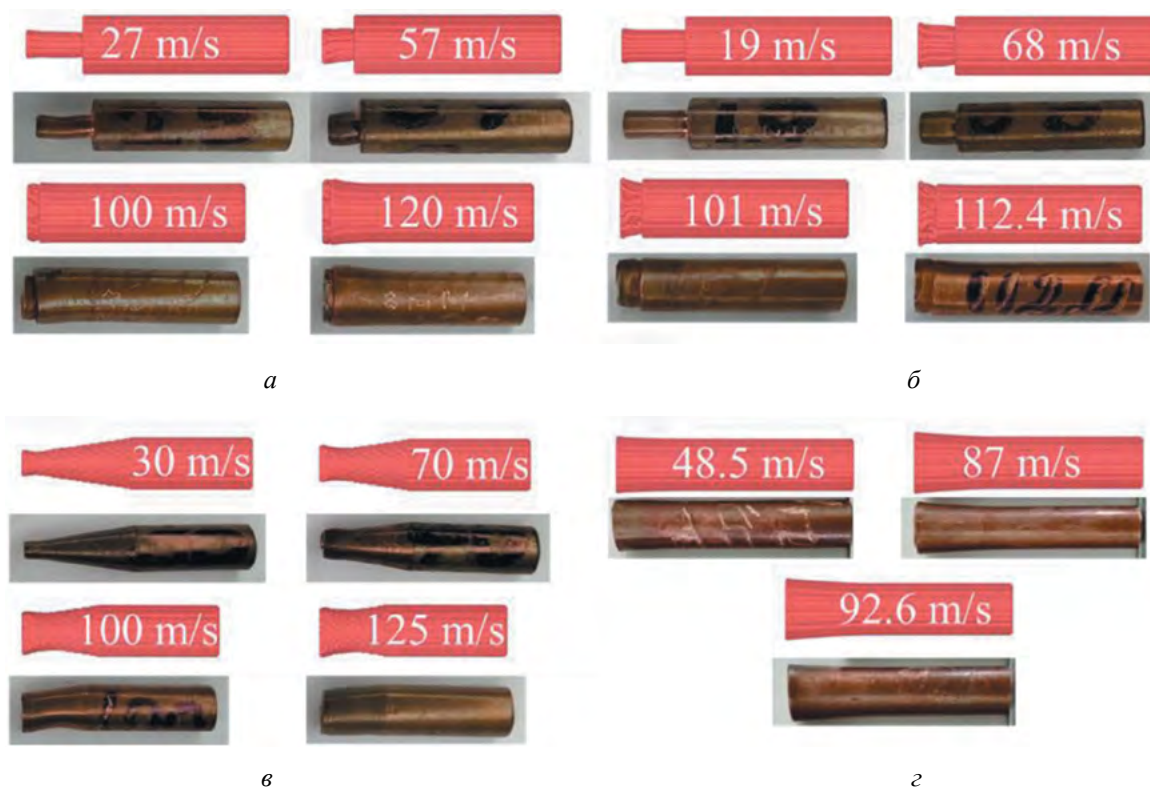


Рис. 1. Сравнение конечной формы образца после деформации для различных форм ударников: *а* – уменьшенные 3-мм цилиндры; *б* – уменьшенные 4-мм цилиндры; *в* – усеченные конусы; *г* – однородные 8-мм цилиндры

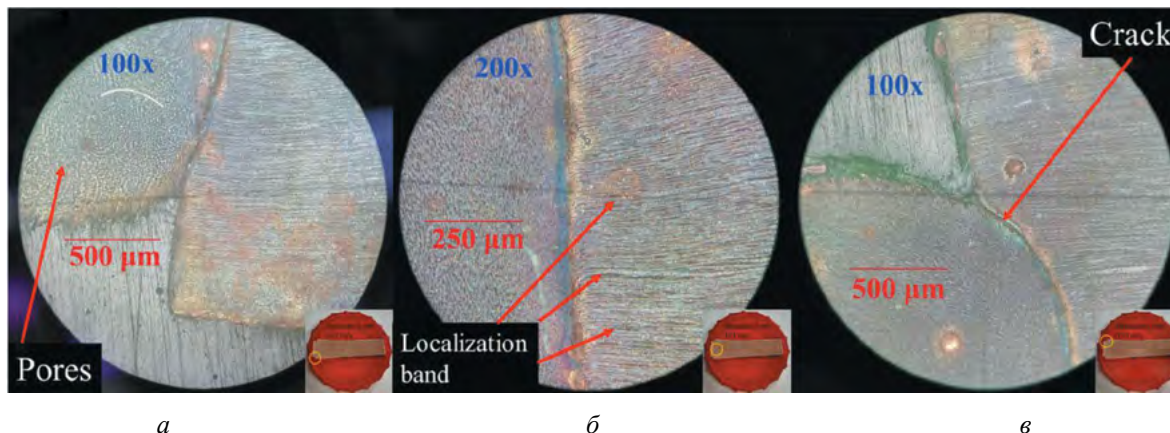


Рис. 2. Фотографии микроструктуры деформированного 3-мм уменьшенного образца, подвергнутого удару со скоростью 122 м/с:

*а* – в деформированной головной части образца визуализируются поры диаметром 10–40 мкм; *б, в* – поры наблюдаются в области переходного диаметра образца слева от трещины, а полосы локализации – в области справа от трещины

## Литература

1. **Rodionov, E. S.** Taylor impact tests with copper cylinders: Experiments, microstructural analysis and 3D SPH modeling with dislocation plasticity and MD-informed artificial neural network as equation of state [Text] / E. S. Rodionov, V. G. Lupanov, N. A. Gracheva, P. N. Mayer, A. E. Mayer // Metals. – 2022. – Vol. 12. – Iss. 2. – P. 264. <https://doi.org/10.3390/met12020264>.
2. **Mayer, A. E.** Modeling of plasticity and fracture of metals at shock loading [Text] / A. E. Mayer, K. V. Khishchenko, P. R. Levashov, P. N. Mayer // J. Appl. Phys. – 2013. – Vol. 113. – Iss. 19. – P. 93508. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4805713>.

## MODIFIED TAYLOR TEST WITH PROFILED COPPER CYLINDERS: EXPERIMENT, MICROSTRUCTURAL ANALYSIS AND 3D SPH MODELING WITH OPTIMIZATION OF THE DISLOCATION PLASTICITY MODEL

*E. S. Rodionov, V. V. Pogorelko, V. G. Lupanov, P. N. Mayer, A. E. Mayer*

Chelyabinsk state university, Chelyabinsk, Russia

Modern advances in numerical modeling and machine learning make it possible to apply complex loading conditions to identify the parameters of plasticity models. This possibility expands the spectrum of deformed states under consideration and makes the identified model more appropriate for engineering practice. A combined experimental-numerical approach has been developed to determine the parameters of the model and to study the dynamic plasticity of metals. The approach is demonstrated by the example of cold-rolled copper.

In the experimental part, profiled samples are proposed, the shape of which allows the impactors to achieve large plastic deformations with strain rates up to  $10^5 \text{ s}^{-1}$  at impact velocities of less than 130 m/s. A cylinder with a diameter of 8 mm and a length of 40 mm was cut from a copper cold-drawn rod of M1 oxygen-free copper and machined at the head part to obtain three different shapes: 1) a reduced cylinder with a diameter of 3 mm and a length of 10 mm; 2) a reduced cylinder with a diameter of 4 mm; 3) a truncated cone with a diameter at the top of 2 mm and a length of 20 mm.

In the numerical part, the model of dislocation plasticity was implemented in 3D case using the numerical scheme of smoothed particle hydrodynamics (SPH) [1]. Previously, this model was tested for the problem of the structure of a shock wave in the collision of plates [2]. We apply the Bayesian statistical method in combination with a trained artificial neural network as an SPH emulator to optimize the parameters of the dislocation plasticity model.

A comparison of the final shapes of the samples shown in Fig. 1 confirms the applicability of the numerical model. Microstructural analysis indicates porous structures with a size of about 10–40 microns and a sig-

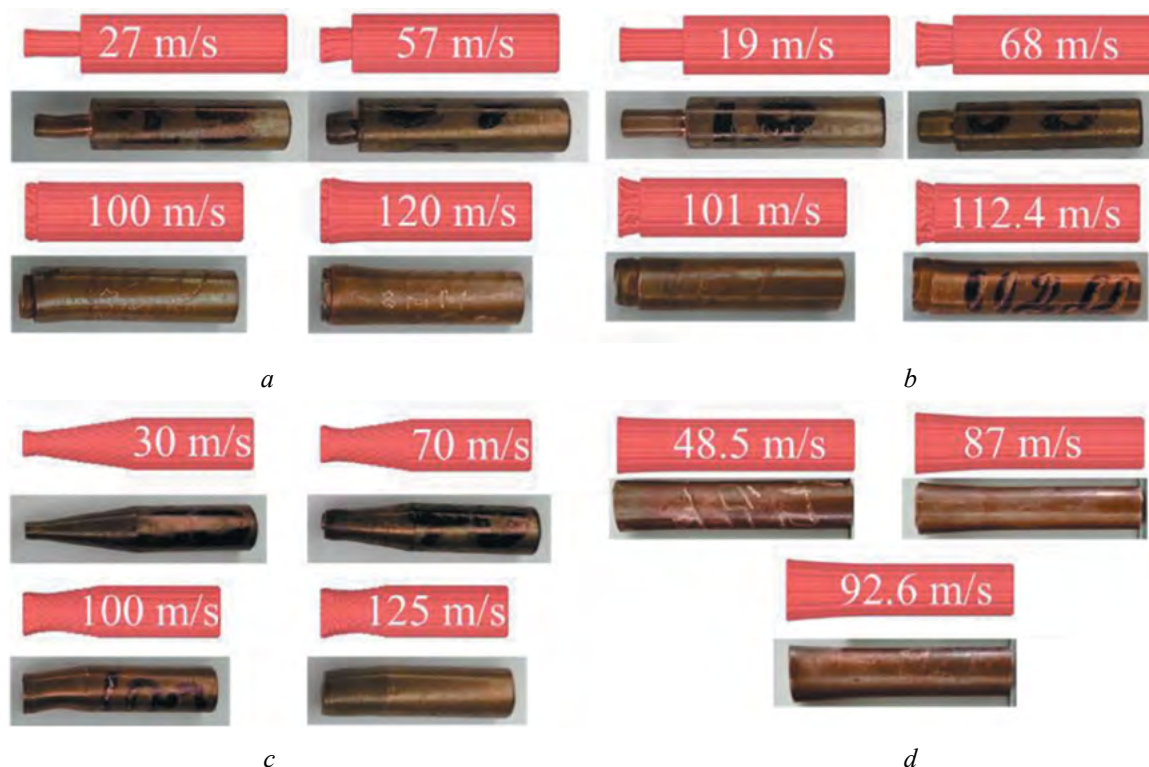


Fig. 1. Comparison of the final shape of the sample after deformation for different shapes of impactors:  
a – reduced 3-mm cylinders; b – reduced 4-mm cylinders; c – truncated cones; d – uniform 8-mm cylinders

nificant refinement of the grain structure in the deformed parts of the sample. In the undeformed part of the sample, the grains have the characteristic luster of metallic copper without impurities and oxides. The grains are elongated in the rolling direction. The area method gives an average grain diameter of about 18.4  $\mu\text{m}$ . Both in the deformed and in the undeformed part of the sample, bands of localization of plastic flow with a width of 10–20  $\mu\text{m}$  are clearly visible. A micrograph of the sample is shown in fig. 2.

The work was supported by the Russian Science Foundation (project no. 20-79-10229).

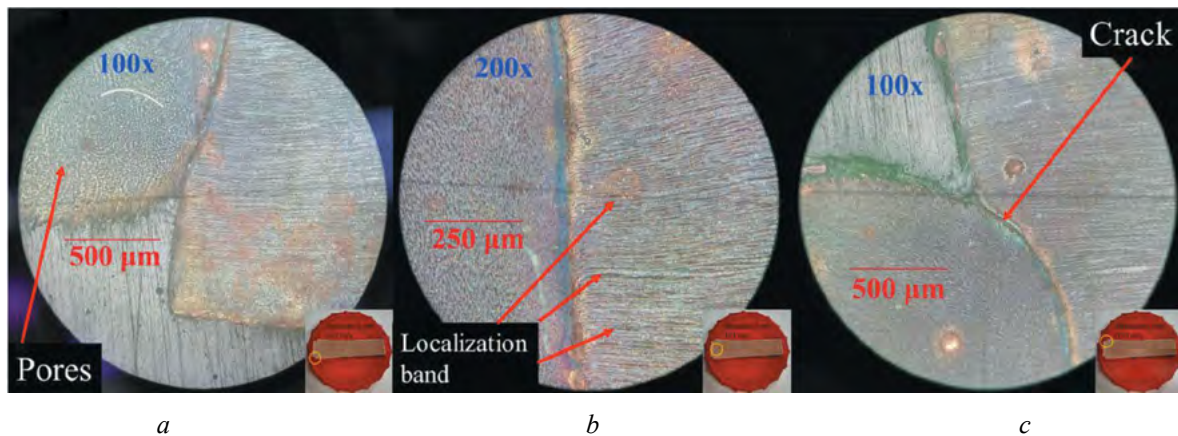


Fig. 2. Photos of the microstructure of deformed 3-mm reduced sample impacted with the velocity of 122 m/s: *a* – pores with a diameter of 10–40 micrometers are visualized in the deformed head part of the sample; *b, c* – pores are observed in the region of the transition diameter of the sample to the left of the crack, and localization bands are observed in the region to the right of the crack

### References

1. **Rodionov, E. S.** Taylor impact tests with copper cylinders: Experiments, microstructural analysis and 3D SPH modeling with dislocation plasticity and MD-informed artificial neural network as equation of state [Text] / E. S. Rodionov, V. G. Lupanov, N. A. Gracheva, P. N. Mayer, A. E. Mayer // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – Iss. 2. – P. 264. <https://doi.org/10.3390/met12020264>.
2. **Mayer, A. E.** Modeling of plasticity and fracture of metals at shock loading [Text] / A. E. Mayer, K. V. Khishchenko, P. R. Levashov, P. N. Mayer // *J. Appl. Phys.* – 2013. – Vol. 113. – Iss. 19. – P. 93508. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4805713>.

## ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ КАРБИДОВ (ЭНТАЛЬПИЯ, ТЕПЛОЕМКОСТЬ $C_p$ , ТЕПЛОТА ПЛАВЛЕНИЯ И ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ) – ДО 5000 К; И УГЛЕРОДА, – ДО 8000 К (ВКЛЮЧАЯ ТЕПЛОЕМКОСТЬ $C_V$ )

*А. И. Савватимский<sup>1,2</sup>, С. В. Онуфриев<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Физический институт им. П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

Потребности атомной энергетики состоят, в частности, в использовании тугоплавких соединений (в основном, на основе карбидов и углерода) для создания тепловой защиты при высоких температурах. В представленном докладе приведены полученные экспериментальные данные по теплофизическим свойствам указанных веществ до предельно высоких температур, порядка 6000 К. Использовался быстрый нагрев (5–10 мкс) импульсом электрического тока [1], что обеспечивало получение

в едином акте нагрева сразу нескольких теплофизических свойств (энтальпии  $H$ , теплоты плавления  $\Delta H$ , теплоемкости  $C_p$ , электросопротивления  $\varepsilon$ ). Импульсный нагрев током эффективен также в отношении экономии затрат при достижении высоких температур. Не требуются финансовые средства на создание стационарного оборудования для постоянного поддержания высокой температуры, нагрев обеспечивается Джоулевым тепловыделением при кратковременном прохождении импульса тока через проводящий образец.

Температура измерялась [2] быстродействующим фотодетектором по излучению поверхности плоского образца, и рассчитывалась далее по формуле Планка (при известном значении нормальной излучательной способности материала  $\varepsilon$ ). В случае отсутствия последней в литературе, использовался образец в виде уголковой модели черного тела: две тонкие плоскости, расположенные под углом  $\sim 15\text{--}20$  градусов (в форме приоткрытой книги). Это обеспечивало получение достоверного результата по температуре, с надежностью 0,95.

Свойства углерода получены для области плавления ( $\sim 4800\text{--}5000$  К) и в жидкой фазе, вплоть до 8000 К [3]. Плоские образцы графита размещались между двух тонких стеклянных пластин для обеспечения некоторого повышенного давления, более 120 бар (тройная точка углерода).

В этом случае измерялась теплоемкость  $C_p$ . Теплоемкость  $C_V$  жидкого углерода получена в подобной ячейке при толщине пластин стекла ТФ-5 (тяжелый флинт)  $\sim 10$  мм каждая, что при коротком нагреве обеспечило создание импульсного давления на уровне двух десятков кбар. Регистрация постоянства электросопротивления жидкого углерода в этот момент подтверждает условия близкие к постоянству объема.

Исследовались тугоплавкие карбиды ZrC, ZrC+C, TaC, HfC (до 5000 К), обзор дан в [4]. Впервые в мировой практике, были выполнены эксперименты (до 5500 К) с высокоэнтропийным карбидом (HfTaTiNbZr)C, представляющим собой твердый раствор пяти карбидов [5]. Высокая термодинамическая стабильность таких многокомпонентных карбидов, высокая тугоплавкость и коррозионная стойкость (отмечаемые в литературных обзорах) – привлекательны для создания эффективной тепловой защиты в атомной энергетике. Часть полученных результатов в области плавления карбидов представлены в таблице.

Таблица

Сравнительные результаты для некоторых исследованных карбидов при плавлении

Карбид, (способ изготовления)	Плотность г/см <sup>3</sup>	Энтальпия $H_{sol}$ , кДж/г	Энтальпия $H_{liq}$ , кДж/г	$\Delta H = H_{liq} - H_{sol}$ , кДж/г	$T_{sol}/T_{liq}$ , К
ZrC+C напыленный	4,3	2,35 при 3150 К	5,55 при 3640 К	3,2	3150/3640
ZrC спеченный	6,57	2,2 при 3450 К	3,3 при 3850 К	1,1	3450/3850
HfC спеченный	12,45	2,6 при 4000 К	3,4 при 4200 К	0,8	4000/4200
Ta <sub>0,8</sub> Hf <sub>0,2</sub> C напыленный	13,5	1,88 при 4300 К	2,42 при $\sim 4300$ К	0,54	4300/4300
TaC спеченный	13,35	1,55 при 4100 К	2,1 при 4300 К	0,55	4100/4300
(HfTaTiNbZr)C спеченный	7,903	2,8 при 3900 К	4,2 при 4300 К	1,4	3900/4300

Авторы благодарны гранту РФФ № 19-79-30086 (руководитель, академик Г. А. Месяц) за финансовую поддержку экспериментальных исследований.

### Литература

1. Савватимский, А. И. Метод и техника исследования высокотемпературных свойств проводящих материалов в интересах ядерной энергетике [Текст] / А. И. Савватимский, С. В. Онуфриев // Ядерная физика и инжиниринг. – 2015. – Т. 6. – С. 622–642.

2. **Онуфриев, С. В.** Измерение теплоемкости проводящих веществ в условиях микросекундного нагрева импульсом тока [Текст] / С. В. Онуфриев, А. И. Савватимский // ТВТ. – 2018. – Т. 56. – С. 704–710.
3. **Савватимский, А. И.** Исследование физических свойств углерода при высоких температурах (по материалам экспериментальных работ) [Текст] / А. И. Савватимский, С. В. Онуфриев // УФН. – 2020. – Т. 190. – С. 1085–1108.
4. **Савватимский, А. И.** Исследование физических свойств тугоплавких карбидов металлов IV и V групп периодической таблицы Менделеева при быстром нагреве импульсом электрического тока [Текст] / А. И. Савватимский, С. В. Онуфриев, Н. М. Аристова // Успехи физических наук. – 2022. – Т. 192. – С. 642–662.
5. **Савватимский, А. И.** Теплофизические свойства высокоэнтропийного карбида (HfTaTiNbZr)C от 2500 до 5500 К [Текст] / А. И. Савватимский, С. В. Онуфриев, А. С. Седегов, С. Н. Юдин, Д. О. Московских // Теплофизика высоких температур. – 2022. – Т. 60(5). – С. 672–675.

## PHYSICAL PROPERTIES OF REFRACTORY CARBIDES (ENTHALPY, SPECIFIC HEAT $C_p$ , MELTING HEAT, AND RESISTIVITY) – UP TO 5000 K; AND OF CARBON, – UP TO 8000 K (INCLUDING SPECIFIC HEAT $C_V$ )

*A. I. Savvatimskiy<sup>1,2</sup>, S. V. Onufriev<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>P. N. Lebedev Physical Institute of RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Joint Institute for High Temperature of RAS, Moscow, Russia

The needs of nuclear power consist, in particular, in the use of refractory compounds (mainly based on carbides and carbon) to create thermal protection at high temperatures. The report presents the experimental data obtained on the thermophysical properties of these substances up to extremely high temperatures, about 6000 K. Rapid heating (5–10 microseconds) by an electric current pulse was used [1], which ensured obtaining several thermophysical properties at once in a single act of heating (enthalpy  $H$ , heat of melting  $\Delta H$ , specific heat  $C_p$ , electrical resistance  $\epsilon$ ). Pulsed current heating is also effective in terms of cost savings when high temperatures are reached. No financial resources are required to create stationary equipment for constant maintenance of high temperature, – heating is provided by Joule heat release during the short-term passage of a current pulse through a conductive specimen.

The temperature was measured [2] by a high-speed photodetector from the radiation of the surface of a flat specimen, and was calculated further according to the Planck formula (with a known value of the normal spectral emissivity of the material  $\epsilon$ ). In the absence of the latter in the literature, a specimen was used in the form of a wedge black body model: two thin planes located at an angle of 15–20 degrees (in the form of an open book). This provided a reliable result on temperature, with a reliability of 0.95.

The properties of carbon were obtained for the melting region (~4800–5000 K) and in the liquid phase, up to 8000 K [3]. Flat graphite specimens were placed between two thin glass plates to provide some increased pressure, more than 120 bar (triple carbon point).

In this case, the specific heat  $C_p$  was measured. The specific heat  $C_V$  of liquid carbon was obtained in a similar cell with a thickness of TF-5 glass plates (heavy flint) ~10 mm each, which ensured the creation of a pulsed pressure at the level of the two tens of kbar during short heating. Recording of the constancy of the electrical resistance of liquid carbon at this moment confirms the conditions close to the constancy of the volume.

Refractory carbides ZrC, ZrC+C, TaC, HfC (up to 5000 K) were studied; a review is given in [4]. For the first time in world practice, experiments were performed (up to 5500 K) with high-entropy carbide (HfTaTiNbZr)C, which is a solid solution of five carbides [5]. The high thermodynamic stability of such multicomponent carbides, high refractoriness and corrosion resistance (noted in the literature reviews) are attractive for creating effective thermal protection in the nuclear power industry. Some of the results obtained in the field of carbide melting are presented in the Table.



Table

## Comparative results for some investigated carbides during melting

Carbide, (preparation method)	Density, g/cm <sup>3</sup>	Enthalpy $H_{sol}$ , kJ/g	Enthalpy $H_{liq}$ , kJ/g	$\Delta H = H_{liq} - H_{sol}$ , kJ/g	$T_{sol}/T_{liq}$ , K
ZrC+C sputtered	4,3	2,35 at 3150 K	5,55 at 3640 K	3,2	3150/3640
ZrC sintered	6,57	2,2 at 3450 K	3,3 at 3850 K	1,1	3450/3850
HfC sintered	12,45	2,6 at 4000 K	3,4 at 4200 K	0,8	4000/4200
Ta <sub>0,8</sub> Hf <sub>0,2</sub> C sputtered	13,5	1,88 at 4300 K	2,42 at ~4300 K	0,54	4300/4300
TaC sintered	13,35	1,55 at 4100 K	2,1 at 4300 K	0,55	4100/4300
(HfTaTiNbZr)C sintered	7,903	2,8 at 3900 K	4,2 at 4300 K	1,4	3900/4300

The authors are grateful to the RNF grant No. 19-79-30086 (head, Academician G. A. Mesyats) for financial support of the experimental research.

## References

1. **Savvatimskiy, A. I.** Method and Apparatus for Studying High Temperature Properties of Conductive Materials in the Interests of Nuclear Power Engineering [Text] / A. I. Savvatimskiy and S. V. Onufriev // Physics of Atomic Nuclei. – 2016. – Vol. 79 (14). – P. 1637–1655.
2. **Onufriev, S. V.** Measuring the Specific Heat of Conducting Substances in Conditions of Microsecond Heating with a Current Pulse [Text] / S. V. Onufriev and A. I. Savvatimskiy // High Temperature, 2018, V. 56, 678–684.
3. **Savvatimskiy, A. I.** Investigation of the physical properties of carbon under high temperatures (experimental studies) [Text] / A. I. Savvatimskiy and S. V. Onufriev // Phys. Usp. – 2020. – Vol. 190 (10). – P. 1085–1108.
4. **Savvatimskiy, A. I.** Physical properties of refractory carbides of metals of IV and V groups of the periodic table during rapid heating by an electric current pulse [Text] / A. I. Savvatimskiy, S. V. Onufriev, N. M. Aristova // Phys. Usp. – 2022. – Vol. 65. – P. 597–616.
5. **Savvatimskiy, A. I.** Thermophysical properties of high-entropy carbide (HfTaTiNbZr)C under temperatures 2500–5500 K [Text] / A. I. Savvatimskiy, S. V. Onufriev, A. S. Sedegov, S. N. Yudin, D. O. Moskovskikh // High Temperature. – 2022. – Vol. 60. – Issue 5 (English version is in progress).

## ИЗМЕНЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

*Г. Г. Савенков<sup>1</sup>, М. С. Смаковский<sup>1</sup>, В. В. Столяров<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>АО «Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

Для формирования ультрамелкозернистой микроструктуры с целью повышения механических свойств (в основном прочностных) в различных металлах и сплавах часто используется интенсивная пластическая деформация методом равноканального углового прессования (РКУП) [1]. В работе ме-

тодом РКУП модифицировали прутки из алюминиевой бронзы марки БрАЖНМц 9-4-4-1 диаметром 20 мм и высотой 100 мм, полученные из исходных полуфабрикатов лезвийной обработкой и подвергнутые отжигу при температуре 800°C 3 часа. Микроструктура заготовок в поперечном направлении до и после РКУП представлена на рис. 1.

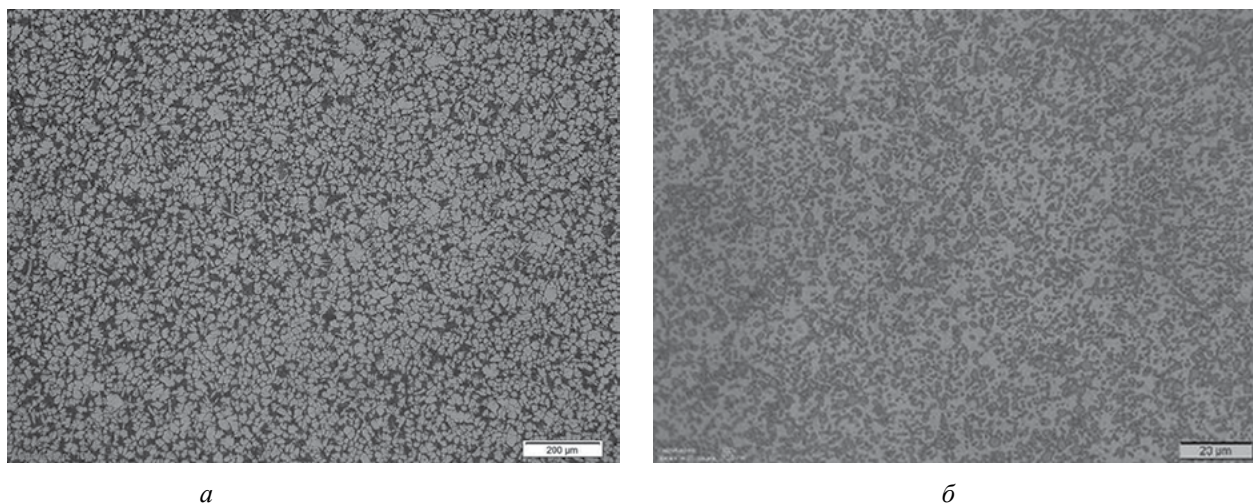


Рис. 1. Микроструктура заготовок:  
*a* – исходная; *б* – после РКУП

Стандартные механические характеристики (по ГОСТ 1497) после отжига были следующие:  $\sigma_{0,2} = 300 \pm 10$  МПа,  $\sigma_B = 685 \pm 5$  МПа,  $\delta_5 = (27 \pm 1)\%$ ,  $\psi = (35 \pm 2)\%$ . Динамические испытания образцов, изготовленных из заготовок, проводили методом *h* Кольского на разрезном стрержне Гопкинсона [2]. Испытания показали, что по сравнению со стандартными характеристиками динамические предел текучести и относительное сужение исходном состоянии выросли в 1,6–3,3 раза соответственно.

Сравнение же динамических характеристик в исходном состоянии и после РКУП показало, что после РКУП по сравнению с исходным состоянием повысился динамический предел текучести (на 15–25%) и понизилась деформационная способность ( $\delta_d$ ) (на 35–80%), при этом предел прочности и относительное сужение практически не изменились.

Можно отметить, что после РКУП отличия в значениях предела текучести и предела прочности весьма незначительны, чего не наблюдается для образцов в исходном состоянии. Кроме того, для исследуемой бронзы существует аналогия между отжигом и РКУП – и в том и в другом случае изменились только пределы текучести и относительные удлинения, в то время как значения пределов прочности и значения относительных сужений остались на прежних уровнях.

### Литература

1. Valiev, R. Z. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation [Text] / R. Z. Valiev, R. K. Slamgaliev, I. V. Alexandrov // Progress Mater. Sci. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189.
2. Bragov, A. M. Features of dynamic deformation and failure of aluminum bronze processed by laser surface treatment [Text] / A. M. Bragov, A. Yu. Konstantinov, A. K. Lomunov, V. V. Stolyarov, A. V. Kuznetsov et al. // Journal of Dynamic Behavior of Materials. – 2021. – Vol. 7, No. 4. – P. 7–21. <https://doi.org/10.1007/s40870-021-00326-1>.

## CHANGING THE DYNAMIC PROPERTIES OF ALUMINUM BRONZE AFTER EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING

*G. G. Savenkov<sup>1</sup>, M. S. Smakovsky<sup>1</sup>, V. V. Stolyarov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Machine Building Plant «Armalit», Saint Petersburg, Russia

<sup>2</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia

For the formation of an ultrafine-grained microstructure in order to increase mechanical properties (mainly strength) in various metals and alloys, intensive plastic deformation by the method of equal-channel angular pressing (ECAP) is often used [1]. In the work, using the RCUP method, bars made of aluminum bronze of the brand BrAZhNMс 9-4-4-1 with a diameter of 20 mm and a height of 100 mm were modified, obtained from the initial semi-finished products by blade processing and annealed at a temperature of 800°C for 3 hours. The microstructure of the workpieces in the transverse direction before and after the ECAP is shown in Fig. 1.

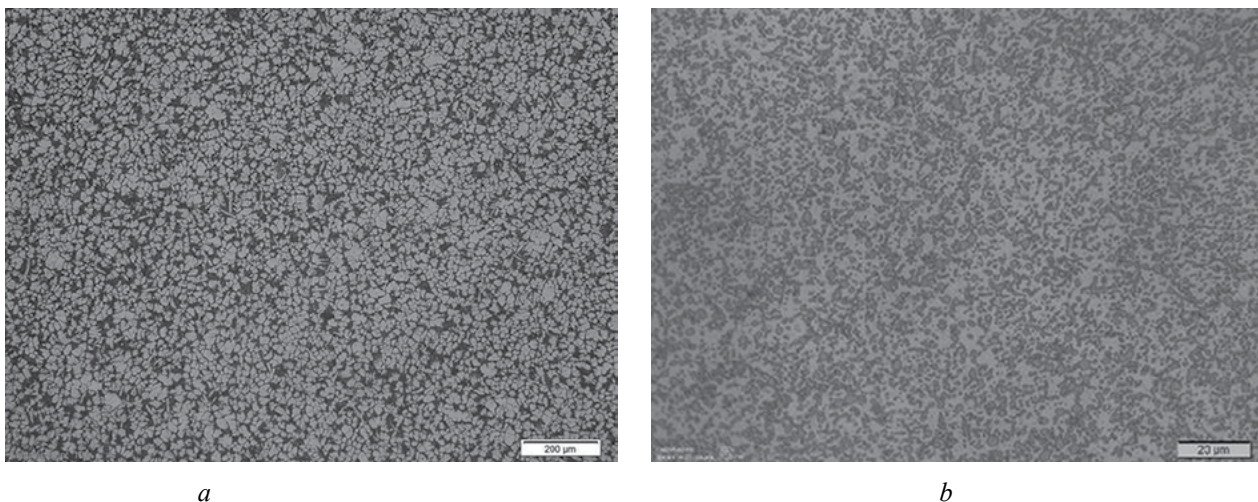


Fig. 1. Microstructure of workpieces:  
*a* – initial; *b* – after ECAP

The standard mechanical characteristics (according to GOST 1497) after annealing were as follows:  $\sigma_{0,2} = 300 \pm 10$  MPa,  $\sigma_B = 685 \pm 5$  MPa,  $\delta_5 = (27 \pm 1)\%$ ,  $\psi = (35 \pm 2)\%$ . Dynamic tests of samples made from blanks were carried out by the Kolsky method on a split Hopkinson bar [2]. The tests showed that in comparison with the standard characteristics, the dynamic yield strength and the relative constriction of the initial state increased by 1.6–3.3 times, respectively.

A comparison of the dynamic characteristics in the initial state and after RCUP showed that after RCUP, the dynamic yield strength increased (by 15–25%) and the deformation ability decreased (by 35–80%) compared to the initial state, while the tensile strength and relative constriction practically did not change.

It can be noted that after RCUP, the differences in the values of yield strength and tensile strength are very insignificant, which is not observed for samples in the initial state. In addition, for the bronze under study, there is an analogy between annealing and RCUP – in both cases, only the yield strength and elongation values have changed, while the values of the strength limits and the values of relative constrictions have remained at the same levels

### References

1. **Valiev, R. Z.** Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation [Text] / R. Z. Valiev, R. K. Slamgaliev, I. V. Alexandrov // Progress Mater. Sci. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189.
2. **Bragov, A. M.** Features of dynamic deformation and failure of aluminum bronze processed by laser surface treatment [Text] / A. M. Bragov, A. Yu. Konstantinov, A. K. Lomunov, V. V. Stolyarov,

A. V. Kuznetsov et al. // Journal of Dynamic Behavior of Materials. – 2021. – Vol. 7, No. 4. – P. 7–21.  
<https://doi.org/10.1007/s40870-021-00326-1>.

4-45

## МОДЕРНИЗИРОВАННЫЙ ГЕНЕРАТОР ГАММА ИЗЛУЧЕНИЯ НА БАЗЕ БЕТАТРОНА ТИПА БИМ

*О. А. Шамро, Ю. П. Куропаткин, В. И. Нижгородцев, К. В. Савченко, В. Д. Селемир,  
В. А. Фомичёв, А. А. Чинин*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

Описан модернизированный генератор  $\gamma$ -излучения, представляющий собой циклический ускоритель в виде безжелезного импульсного бетатрона с системой сброса ускоренных электронов на танталовую мишень. Генератор предназначен для радиографирования динамических объектов с большими оптическими толщинами и позволяет получать до трех  $\gamma$ -импульсов за один цикл ускорения. Приведено описание ускорителя и результаты его тестовых включений в 2021–2022 году. Оцененная граничная энергия электронного пучка составила 70 МэВ. Экспозиционная доза излучения на расстоянии 1 м от мишени в одноимпульсном режиме – 30 Р. Толщина просвеченного свинцового тест-объекта на расстоянии 4 м от танталовой мишени – 160 мм, длительность  $\gamma$ -импульса на полувысоте в одноимпульсном режиме – 100 нс, в трехимпульсном режиме – 200, 150, 120 нс. Размеры источника излучения 2×4 мм. Применение таких генераторов в составе рентгенографического комплекса позволит повысить эффективность гидродинамических исследований за счет улучшения выходных характеристик комплекса и оптимизации геометрии опытов. Разработанный генератор является базовой установкой многолучевого рентгенографического комплекса для малоракурсной томографии [1] динамических объектов с большими оптическими толщинами.

### Литература

1. **Shamro, O. A.** Concept of radiographic complex based on ironless pulsed betatrons for small-angle tomography [Text] / O. A. Shamro, A. A. Chinin, V. A. Fomichev, Yu. P. Kuropatkin, V. I. Nizhegorodtsev et al. // Proceedings of the 10th Int. Particle Accelerator Conf. (IPAC-2019), Melbourne, Australia. – 2019. – P. 3503–3505. <https://doi.org/10.18429/JACoW-IPAC2019-THPMP027>.

## UPGRADED GAMMA-RAY GENERATOR BASED ON IRONLESS PULSED BETATRON

*O. A. Shamro, Yu. P. Kuropatkin, V. I. Nizhegorodtsev, K. V. Savchenko, V. D. Selemir,  
V. A. Fomichev, A. A. Chinin*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics”, Sarov, Russia

The paper concerns an upgraded gamma-ray generator which is a cyclic electron accelerator based on the ironless pulsed betatron with a dump of the accelerated electrons onto the tantalum gamma-ray converter target. The generator is designed for the radiography of dynamic objects with the large optical thickness and allows generation of up to three gamma-ray pulses per acceleration cycle. The description of the accelerator and results of its test runs in 2021–2022 are provided. The estimated cutoff energy of the electron beam is equal to 70 MeV. The beam quality allows the beam to be focused on a thin tantalum converter target to an elliptic spot with the dimensions of 2×4 mm. Bremsstrahlung scattering in the target produces a forward gamma-ray pulse with an exposure dose of 30 R determined in air 1 m downstream. The thickness of the

lead test object transilluminated by gamma-rays is 160 mm at the distance of 4 m from the converter target. The full-width at half maximum of the gamma-ray output pulse in a single-pulse mode is equal to 100 ns, the full-width at half maximum in a three-pulse mode is equal to 200, 150 and 120 ns for sequential pulses. The application of such generators within radiographic complexes will improve the hydrodynamic investigations efficiency by increasing the complex output parameters and optimizing the experiments geometry. The developed generator is the basic unit of the multi-beam radiographic complex for a small-angle tomography [1] of dynamic objects with the large optical thickness.

### References

1. **Shamro, O. A.** Concept of radiographic complex based on ironless pulsed betatrons for small-angle tomography [Text] / O. A. Shamro, A. A. Chinin, V. A. Fomichev, Yu. P. Kuropatkin, V. I. Nizhegorodtsev et al. // Proceedings of the 10th Int. Particle Accelerator Conf. (IPAC-2019), Melbourne, Australia. – 2019. – P. 3503–3505. <https://doi.org/10.18429/JACoW-IPAC2019-THPMP027>.

4-46

## К ВОПРОСУ О ПОЯВЛЕНИИ НИТЕВИДНЫХ СТРУКТУР В СИНТАКТНЫХ ПЕНАХ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПОТОКА РЕЛЯТИВИСТСКИХ ЭЛЕКТРОНОВ

*Д. Н. Садовничий<sup>1</sup>, Ю. М. Милехин<sup>1</sup>, К. Ю. Шереметьев<sup>1</sup>, Е. Д. Казаков<sup>2, 3</sup>, М. Ю. Орлов<sup>2</sup>,  
М. Б. Марков<sup>3</sup>, Е. Б. Савенков<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Федеральный центр двойных технологий «Союз», Дзержинский, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр «Институт прикладной математики им. М. В. Келдыша РАН», Москва, Россия

Поиск новых методов синтеза наноструктур представляет большой научный интерес. Недавно выполненные экспериментальные работы показали возможность получения нитевидных наноструктур при коллапсе микросфер, вызванном однократным воздействием пучка релятивистских электронов на синтактную пену [1]. В настоящей работе представлены результаты экспериментальных исследований синтактных пен на основе силоксанового блок-сополимера (тип А) или бутадиен-нитрильного каучука (тип Б) и стеклосфер с максимальным диаметром 130 мкм при воздействии пучка релятивистских электронов (РЭП) ускорителя «Кальмар».

Показано, что при поглощении энергии РЭП в синтактной пене наблюдается унос облучаемой поверхности с образованием кратера и формирование ударно-волновых напряжений с амплитудой до 10 ГПа. Показана возможность как сублимации (при времени воздействия ~50 нс), так и откольного разрушения синтактной пены [2]. Достижимые при коллапсе микросфер высокие температуры (более 1600 К) вызывают изменение химического и фазового состава синтактной пены. После однократного воздействия РЭП в синтакте типа А обнаруживаются наноструктуры с диаметром от 30 нм и длиной более 1 мкм. При изучении разломов синтакта типа Б подобных структур не обнаружено.

Установлено, что использование полимерного связующего на основе бутадиен-нитрильного каучука, неспособного к образованию конденсированных продуктов пиролиза, препятствует формированию нитевидных образований (вискеров) при коллапсе стеклосфер в синтактной пене. Обсуждается изменение фазового состава синтактов, вызванных воздействием РЭП ускорителя «Кальмар».

Эксперименты на установке «Кальмар» выполнены при поддержке НИЦ «Курчатовский институт».

## Литература

1. **Milekhin, Yu. M.** Formation of nanowhiskers in tungsten-containing syntactic foam under nanosecond relativistic electron beam [Text] / Yu. M. Milekhin, D. N. Sadovnichii, K. Yu. Sheremetyev, Yu. G. Kalinin, E. D. Kazakov, M. B. Markov // Dokl. Chem. – 2019. – Vol. 487. – P. 184–187.
2. **Sadovnichii, D. N.** Specific features of the action of a nanosecond relativistic electron beam on a syntactic foam with the butadiene–acrylonitrile rubber base [Text] / D. N. Sadovnichii, Y. M. Milekhin, Y. G. Kalinin, E. D. Kazakov, K. Yu. Sheremet'ev, M. B. Markov, N. V. Pertsev, D. I. Krutikov // Russ. J. Appl. Chem. – 2021. – Vol. 94. – P. 1134–1146.

## TO THE QUESTION OF FORMATION OF FILAMENTOUS STRUCTURES IN SYNTACTIC FOAM UNDER THE ACTION OF A RELATIVISTIC ELECTRON BEAM

*D. N. Sadovnichii<sup>1</sup>, Yu. M. Milekhin<sup>1</sup>, K. Yu. Sheremet'ev<sup>1</sup>, E. D. Kazakov<sup>2,3</sup>, M. Yu. Orlov<sup>2</sup>,  
M. B. Markov<sup>3</sup>, E. B. Savenkov<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>FSUE «The Federal center for dual-use technologies «Soyuz», Dzerzhinskii, Russia

<sup>2</sup>National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia

<sup>3</sup>Keldysh Institute of Applied Mathematics, Russian Academy of Science, Moscow, Russia

The search for new methods for producing nanostructures is of great scientific interest. Recent experimental studies have shown the possibility of formation of filamentous nanostructures during the glass spheres collapse caused by the action of a single relativistic electron beam on a syntactic foam [1]. This work presents the results of experimental studies of a syntactic foam based on siloxane copolymer (type A) and based on nitrile butadiene rubber (type B) and glass spheres with the maximum diameter of 130 μm under the action of a relativistic electrons (RE) beam of the «Kalmar» accelerator.

It is shown that absorption of the energy of a RE beam in a syntactic foam causes the carry-over from the surface being irradiated with formation of a crater and generation of a shock-wave stress with amplitude up to 10 GPa. The possibility of both sublimation (at exposure time ~50 ns) and splitting degradation of syntactic foam is shown [2]. The temperature reached in collapse of microspheres (more when 1600 K) is the cause of changes in the chemical and phase composition of syntactic foam. After a single action of a RE beam there are observed a nanostructures of more than 30 nm in diameter and more than 1 μm in length in syntact of type A. No such structures were found in the syntact of type 2 faults.

It was found that using the polymer binder based on nitrile butadiene rubber not capable of producing condensed pyrolysis products prevents the formation of filamentous structures (whiskers) during the glass spheres collapse in syntactic foam. Changes in the phase composition of syntacts caused by action of RE beam of the “Kalmar” accelerator are discussed.

The experiments on the Kalmar installation were carried out with the support of the National Research Center “Kurchatov Institute”.

## References

1. **Milekhin, Yu. M.** Formation of nanowhiskers in tungsten-containing syntactic foam under nanosecond relativistic electron beam [Text] / Yu. M. Milekhin, D. N. Sadovnichii, K. Yu. Sheremetyev, Yu. G. Kalinin, E. D. Kazakov, M. B. Markov // Dokl. Chem. – 2019. – Vol. 487. – P. 184–187.
  2. **Sadovnichii, D. N.** Specific features of the action of a nanosecond relativistic electron beam on a syntactic foam with the butadiene–acrylonitrile rubber base [Text] / D. N. Sadovnichii, Y. M. Milekhin, Y. G. Kalinin, E. D. Kazakov, K. Yu. Sheremet'ev, M. B. Markov, N. V. Pertsev, D. I. Krutikov // Russ. J. Appl. Chem. – 2021. – Vol. 94. – P. 1134–1146.
-

## МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОГО СЖАТИЯ СПЛАВОВ ВОЛЬФРАМ–МЕДЬ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

*Н. Н. Середкин<sup>1, 2, 3</sup>, К. В. Хищенко<sup>1, 3, 4, 5</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия

<sup>4</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>5</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

Необходимость описания термодинамических характеристик различных материалов возникает при решении фундаментальных и прикладных задач физики высоких плотностей энергии. В настоящей работе представлена модель уравнения состояния сплавов вольфрам–медь при высоких давлениях и температурах на основе уравнений состояния и массовых долей компонентов сплава.

Ударные адиабаты для смесей вольфрам–медь получены двумя разными способами. Согласно первому способу, основанному на принципе аддитивности ударных адиабат компонентов [1], удельный объем ударно-сжатой смеси ( $V_{1N}$ ) складывается из удельных объемов ударно-сжатых компонентов ( $V_i$ ), умноженных на массовые доли компонентов ( $\alpha_i$ ):

$$V_{1N}(P) = \sum_{i=1}^N \alpha_i V_i(P),$$

где  $P$  – давление за фронтом ударной волны;  $N$  – количество компонентов смеси;  $i$  – порядковый номер компонента. Второй способ основан на уравнениях состояния компонентов смеси:

$$V_{1N}(P, T) = \sum_{i=1}^N \alpha_i V_i(P, T), \quad E_{1N}(P, T) = \sum_{i=1}^N \alpha_i E_i(P, T),$$

где  $E_{1N}$  – удельная внутренняя энергия смеси;  $E_i$  – удельная внутренняя энергия  $i$ -того компонента.

Результаты расчетов сопоставляются с имеющимися данными ударно-волновых экспериментов для сплавов вольфрам–медь с разными массовыми долями компонентов [2]. Расчетные результаты находятся в хорошем согласии с этими данными.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 19-19-00713, <https://rscf.ru/project/19-19-00713/>.

### Литература

1. **Alekseev, Y. F.** Shock compression of two-component paraffin-tungsten mixtures [Text] / Y. F. Alekseev, L. V. Al'tshuler, V. P. Krupnikova // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 1971. – Vol. 12, No. 4. – P. 624–627.
2. LASL Shock Hugoniot Data [Text] / ed. S. P. Marsh. – Berkeley, CA : Univ. California, 1980.

# MODELING OF SHOCK COMPRESSION OF TUNGSTEN–COPPER ALLOYS AT HIGH PRESSURES AND TEMPERATURES

*N. N. Seredkin*<sup>1,2,3</sup>, *K. V. Khishchenko*<sup>1,3,4,5</sup>

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS,  
Chernogolovka, Russia

<sup>4</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>5</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

The need to describe the thermodynamic characteristics of materials arises when solving fundamental and applied problems in the physics of high energy densities. In this paper, a model of the equation of state for tungsten–copper alloys at high pressures and temperatures based on the equations of state and mass fractions of alloy components is presented.

The shock adiabats for tungsten–copper mixtures were obtained by two different methods. According to the first method, based on the principle of additivity of the shock adiabatic components [1], the specific volume of the shock-compressed mixture ( $V_{1N}$ ) is the sum of the specific volumes of the shock-compressed components ( $V_i$ ) multiplied by the mass fractions of the components ( $\alpha_i$ ):

$$V_{1N}(P) = \sum_{i=1}^N \alpha_i V_i(P),$$

where  $P$  is the pressure behind the shock-wave front;  $N$  is the number of components of the mixture;  $i$  is the component number. The second method is based on the equations of state of the mixture components:

$$V_{1N}(P, T) = \sum_{i=1}^N \alpha_i V_i(P, T), \quad E_{1N}(P, T) = \sum_{i=1}^N \alpha_i E_i(P, T),$$

where  $E_{1N}$  is the specific internal energy of the mixture;  $E_i$  is the specific internal energy of the  $i$ -th component.

The calculation results are compared with the available data of shock-wave experiments for tungsten–copper alloys with different mass fractions of components [2]. The calculated results are in good agreement with these data.

The present study is financially supported by the Russian Science Foundation, grant No. 19-19-00713, <https://rscf.ru/project/19-19-00713/>.

## References

1. **Alekseev, Y. F.** Shock compression of two-component paraffin-tungsten mixtures [Text] / Y. F. Alekseev, L. V. Al'tshuler, V. P. Krupnikova // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 1971. – Vol. 12, No. 4. – P. 624–627.
2. LASL Shock Hugoniot Data [Text] / ed. S. P. Marsh. – Berkeley, CA : Univ. California, 1980.



4-48

## ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ СКОРОСТЕЙ ЗВУКА В МЕТАЛЛАХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

*Н. А. Смирнов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики  
имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

В работе представлены результаты первопринципных расчетов скоростей звука 14 металлов при высоких давлениях. Скорости звука поликристаллов были получены с помощью рассчитанных упругих констант монокристаллов исследованных металлов и усреднения Фойгта–Ройса–Хилла (Proc. Phys. Soc. Lond. A 65 349, 1952). Вычисленные скорости сравниваются с имеющимися экспериментальными данными полученными, как в статических, так и в динамических экспериментах. Продемонстрировано хорошее согласие результатов расчетов и экспериментов.

## SOUND VELOCITIES IN METALS UNDER HIGH PRESSURES FROM FIRST-PRINCIPLES CALCULATIONS

*N. A. Smirnov*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”,  
Snezhinsk, Russia

The paper presents results of first-principles calculations on sound velocities in 14 metals under high pressures. Sound velocities for polycrystals were obtained using elastic constants calculated for monocrystals of the metals under study, and Voigt–Reuss–Hill averaging (Proc. Phys. Soc. Lond. A 65 349, 1952). The resulted velocities are compared with available data from static and dynamic experiments. Calculated results are demonstrated to agree well with experiment.

4-49

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КАК РЕЗУЛЬТАТ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ

*М. А. Соковиков<sup>1</sup>, М. Ю. Симонов<sup>2</sup>, В. В. Чудинов<sup>1</sup>, В. А. Оборин<sup>1</sup>,  
С. В. Уваров<sup>1</sup>, О. Б. Наймарк<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

<sup>2</sup>Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

Эксперименты по динамическому нагружению образцов проводились на стержне Гопкинсона–Кольского и при пробивании преград. Температурные поля в процессе деформирования исследовались «*in-situ*» с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Осуществлены динамические испытания образцов на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского с применением DIC технологии. Микроструктурный анализ, проведенный с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа, показал коррелированное поведение ансамбля дефектов, которое может быть классифицировано, как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации. Данные экспериментальных исследований и численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в мате-

риале, позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для исследованных материалов при реализованных условиях нагружения обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов [1–6].

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №21-79-30041).

### Литература

1. **Sokovikov, M. A.** Nonequilibrium transitions in ensembles of defects attributed to dynamic localization of plastic deformation [Text] / D. A. Bilalov, V. V. Chudinov, S. V. Uvarov, O. A. Plekhov, A. I. Terekhina, O. B. Naimark // *Tech. Phys. Lett.* – 2014. – Vol. 40. – P. 1075–1077. DOI: 10.1134/S1063785014120128.
2. **Bilalov, D. A.** Studying plastic shear localization in aluminum alloys under dynamic loading [Text] / M. A. Sokovikov, V. V. Chudinov, V. A. Oborin, Yu. V. Bayandin, A. I. Terekhina, O. B. Naimark // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics.* – 2016. – Vol. 57, No.7. – P. 67–75. <https://doi.org/10.1134/S0021894416070038>.
3. **Sokovikov, M.** Structural mechanisms of formation of adiabatic shear bands [Text] / D. Bilalov, V. Oborin, V. Chudinov, S. Uvarov, Yu. Bayandin, O. Naimark / *Frattura ed Integrità Strutturale (Fracture and Structural Integrity).* – 2016. – Vol. 10. – Iss. 38. – P. 296–303. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.38.40>.
4. **Bilalov, D. A.** Numerical simulation and experimental study of plastic strain localization under dynamic loading of specimens in condition close to a pure shear [Text] / M. A. Sokovikov, V. V. Chudinov, V. A. Oborin, Yu. V. Bayandin, A. I. Terekhina, O. B. Naimark // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics.* – 2018. – Vol. 59, No.7. – P. 1179–1188. <https://doi.org/10.1134/S0021894418070027>.
5. **Sokovikov M.** Study of Localized Shear Fracture Mechanisms of Alloys under Dynamic Loading [Text] / Chudinov V., Oborin V., Uvarov S., Naimark O. // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics.* – 2020. – V.61, No.7. – P.135–146. <https://doi.org/10.1134/S0021894420070147>.
6. **Sokovikov, M. A.** Study of localized shear failure of amg6 alloy specimens under static and dynamic loading [Text] / M. Yu. Simonov, V. A. Oborin, V. V. Chudinov, S. V. Uvarov, O. B. Naimark // *Computational Continuum Mechanics.* – 2021. – Vol. 14, No. 3. – P. 300–311. DOI: 10.7242/1999-6691/2021.14.3.25.

## PLASTIC STRAIN LOCALIZATION CAUSED BY EVOLUTION OF THE DEFECT STRUCTURE OF MATERIALS

*M. A. Sokovikov<sup>1</sup>, M. A. Simonov<sup>2</sup>, V. V. Chudinov<sup>1</sup>, V. A. Oborin<sup>1</sup>, S. V. Uvarov<sup>1</sup>, O. B. Naimark<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Institute of Continuous Media Mechanics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Perm, Russia

<sup>2</sup>Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia

Experiments on dynamic loading of specimens were performed on the split Hopkinson pressure bar and during target penetration tests. Temperature fields were investigated “*in-situ*” during deformation using a CEDIP Silver 450M high-speed infrared camera. Dynamic tests of the specimens on the split Hopkinson-pressure bar were conducted by applying the DIC technology. Microstructural analysis performed with an optical interferometer-profile meter and a scanning electron microscope helped establish that the ensemble of defects shows correlated behavior, which can be classified as a structural transition that provides strain localization. The data of experimental studies and numerical simulation carried out with account of the specific features of kinetics of microdefect accumulation in the material suggest that one of the mechanisms of plastic strain localization in the materials studied is caused by the jump-wise processes in their defect structure [1–6]. The study was supported by a grant from the Russian Science Foundation (project No. 21-79-30041).

### References

1. **Sokovikov, M. A.** Nonequilibrium transitions in ensembles of defects attributed to dynamic localization of plastic deformation [Text] / D. A. Bilalov, V. V. Chudinov, S. V. Uvarov, O. A. Plekhov, A. I. Terekhina, O. B. Naimark // *Tech. Phys. Lett.* – 2014. – Vol. 40. – P. 1075–1077. DOI: 10.1134/S1063785014120128.

2. **Bilalov, D. A.** Studying plastic shear localization in aluminum alloys under dynamic loading [Text] / M. A. Sokovikov, V. V. Chudinov, V. A. Oborin, Yu. V. Bayandin, A. I. Terekhina, O. B. Naimark // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2016. – Vol. 57, No.7. – P. 67–75. <https://doi.org/10.1134/S0021894416070038>.
3. **Sokovikov, M.** Structural mechanisms of formation of adiabatic shear bands [Text] / D. Bilalov, V. Oborin, V. Chudinov, S. Uvarov, Yu. Bayandin, O. Naimark / Frattura ed Integrità Strutturale (Fracture and Structural Integrity). – 2016. – Vol. 10. – Iss. 38. – P. 296–303. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.38.40>.
4. **Bilalov, D. A.** Numerical simulation and experimental study of plastic strain localization under dynamic loading of specimens in condition close to a pure shear [Text] / M. A. Sokovikov, V. V. Chudinov, V. A. Oborin, Yu. V. Bayandin, A. I. Terekhina, O. B. Naimark // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2018. – Vol. 59, No.7. – P. 1179–1188. <https://doi.org/10.1134/S0021894418070027>.
5. **Sokovikov M.** Study of Localized Shear Fracture Mechanisms of Alloys under Dynamic Loading [Text] / Chudinov V., Oborin V., Uvarov S., Naimark O. // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2020. – V.61, No.7. – P.135–146. <https://doi.org/10.1134/S0021894420070147>.
6. **Sokovikov, M. A.** Study of localized shear failure of amg6 alloy specimens under static and dynamic loading [Text] / M. Yu. Simonov, V. A. Oborin, V. V. Chudinov, S. V. Uvarov, O. B. Naimark // Computational Continuum Mechanics. – 2021. – Vol. 14, No. 3. – P. 300–311. DOI: 10.7242/1999-6691/2021.14.3.25.

---

4-50

## ХРОНОГРАФИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННО-ОПТИЧЕСКИЙ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЬ С $A^{III}B^V$ ФОТОКАТОДОМ НА БАЗЕ GaAs

*П. И. Коновалов, А. В. Сахаровский, А. Ю. Соколов, Р. И. Нуртдинов, Д. В. Никишин,  
М. П. Викулин, И. Г. Прянишников, А. С. Долотов, А. Б. Попугаев, А. В. Шевчик*

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н. Л. Духова», Москва,  
Россия

Хронографический электронно-оптический преобразователь (ЭОП) является ключевым компонентом щелевых электронно-оптических регистраторов (ЭОР) – приборов, которые позволяют регистрировать оптическое излучение с временным разрешением вплоть до 1 пс. Данные приборы используются в ядерных центрах для исследования параметров импульсов лазерного излучения и излучения плазмы [1], а также для определения скорости движения поверхности при помощи интерференционных методов регистрации [2]. Параметры хронографических ЭОП определяют характеристики ЭОР и, соответственно, эффективность методик, их использующих.

Использование традиционных для хронографических ЭОП «классических» фотокатодов на базе антимонидов щелочных металлов, накладывает ограничения на спектральный диапазон чувствительности и динамический диапазон ЭОП. При этом существуют более перспективные фотокатоды – соединения  $A^{III}B^V$ , активированные до отрицательного электронного сродства (ОЭС). Они обладают высокой чувствительностью, малым поверхностным сопротивлением и широкой вариативностью диапазона спектральной чувствительности.  $A^{III}B^V$  фотокатоды давно применяются в составе других фотоэлектронных приборов, но хронографические ЭОП на их основе, до недавнего времени, изготавливались только фирмой HAMAMATSU (Япония) [3].

Фотокатодный узел (ФКУ) ЭОП с  $A^{III}B^V$  фотокатодом представляет собой стеклянное входное окно, сваренное с гетероэпитаксиальной структурой (ГЭС) многослойной конструкции с активным слоем на базе соединения  $A^{III}B^V$ . ОЭС фотокатода возможно только после снятия загрязнений с поверхности активного слоя до его атомарной чистоты и нанесения на его поверхность монослоя оксида цезия. Стехиометрический состав и толщина данного слоя имеет оптимум, определяющий максимум чувствительности фотокатода, поэтому их стабильность в составе ЭОП крайне важна.

В случае хронографических ЭОП, для перехода от «классических» к  $A^{III}B^V$  фотокатодам необходимо:

- разработать (рассчитать) конструкцию ГЭС;
- создать технологическую цепочку изготовления ФКУ, включающую в себя такие операции как: диффузионная сварка стеклянного окна и ГЭС, селективное химическое травление, химико-механическое полирование, контроль активного слоя, финишная очистка;
- учесть невозможность применения отличной от плоской формы ГЭС при конструировании электронно-оптической системы ЭОП;
- применить для финишной сборки ЭОП технологию методом переноса на установке, обеспечивающей экстремально высокий вакуум с минимальным парциальным давлением реактивных газов, а также возможность проведения процессов герметизации ЭОП и электронно-лучевого обезгаживания его экранно-корпусного узла без перемещения последнего;
- с учетом значительного объема вакуумного корпуса ЭОП отработать технологические процессы активировки ФКУ, его переноса и стыковки с корпусом ЭОП, обеспечивающие одновременно высокую чувствительность фотокатода и ее сохраняемость во время эксплуатации ЭОП за счет оптимального парциального давления цезия в объеме ЭОП.

С учетом описанных выше особенностей во ФГУП «ВНИИА» на основе хронографического ЭОП ТПО30-01 с «классическим» фотокатодом [4] разработаны новый хронографический ЭОП с  $A^{III}B^V$  фотокатодом на базе арсенида галлия (ТПО41) и технологическая цепочка его изготовления [5].

Созданный хронографический ЭОП с фотокатодом на базе арсенида галлия имеет значительно улучшенные характеристики по сравнению с ТПО30-01 (см. табл. 1). Применение таких ЭОП позволит повысить эффективность методик регистрации за счет снижения нижнего порога динамического диапазона.

Опытные образцы ЭОП ТПО41 успешно прошли испытания на воздействия механических и климатических факторов, а результаты измерения чувствительности их фотокатода в ходе хранения и эксплуатации ЭОП позволяют судить о достаточной стабильности данной характеристики.

Освоенная технология изготовления ЭОП с  $A^{III}B^V$  фотокатодом на базе арсенида галлия является фундаментом для создания новых типов хронографических приборов, способных регистрировать излучение с длиной волны вплоть до 1,7 мкм.

Таблица 1  
Сравнение основных параметров ТПО30-01 и ТПО41

Модель ЭОП	Расчетное предельное временное разрешение, пс	Световая чувствительность фотокатода, мкА/лм	Спектральная чувствительность фотокатода (в максимуме), мА/Вт	Динамический диапазон регистрации при длительности процесса 500 пс, отн.ед	Пространственное разрешение, штр/мм	Электронно-оптическое увеличение, отн.ед.	Размер рабочего поля экрана, мм
ТПО30-01	0,7	350	40	8000	35	1,6	18×18
ТПО41	0,7	800	120	24 000	35	1,5	18×18

## Литература

1. **Корниенко, Д. С.** Фотохронографические регистраторы для лазерного термоядерного синтеза [Текст] / Д. С. Корниенко и др. // Приборы и техника эксперимента. – 2014. – № 2. – С. 78–89.
2. **Bloomquist D. D.** Optically recording interferometer for velocity measurements with sub nanosecond resolution [Text] / D. D. Bloomquist and S. A. Sheffield // J. Appl. Phys. – 1983. – Vol. 54. – P. 1717.
3. Near-infrared streak camera C11293-02 [Электронный ресурс]: HAMAMATSU PHOTONICS K.K. // Cat. No. SHSS0014E03 MAY/2012 HPK. – Japan. – 2012 URL: <http://www.lao.cz/data/ke-stazeni/Datasheet%20streak%20camera-d731.pdf> (дата обращения: 27.01.2023).

4. **Sokolov, A. Yu.** Streak Tubes for Diagnostics of Lasers and Plasmas [Text] / A. Yu. Sokolov et al. // Journal of Physics: Conference Series. – 2016. – Vol. 747, No. 1. – P. 012067. – doi: 10.1088/1742-6596/747/1/012067.

5. **Сахаровский, А. В.** Хронографический электронно-оптический преобразователь для видимого и ближнего ИК-диапазона [Текст] / А. В. Сахаровский и др. // V Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии» ЛаПлаз-2019: Сборник научных трудов. Ч. 2. – М. : НИЯУ МИФИ, 2019. – С. 254–255.

## **STREAK TUBE WITH GaAs-BASED A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> PHOTOCATHODE**

*P. I. Konovalov, A. V. Sakharovsky, A. Yu. Sokolov, R. I. Nurtdinov, D. V. Nikishin, M. P. Vikulin, I. G. Pryanishnikov, A. S. Dolotov, A. B. Popugaev, A. V. Shevchik*

Dukhov Automatics Research Institute (VNIIA), Federal State Unitary Enterprise, Moscow, Russia

A streak tube is a key component of the streak cameras detecting optical radiation with a temporal resolution up to 1 ps. These devices are used in the nuclear centers to study the laser and plasma light pulse parameters [1], as well as to determine the surface movement speed using the interferometric methods [2]. The streak tube parameters determine the streak camera characteristics and, accordingly, the effectiveness of the methods using them.

The use of the conventional photocathodes based on alkali metal antimonides, which are typical for the streak tubes, limits the streak tube spectral sensitivity range and dynamic range. At the same time, there are more promising photocathodes – A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> semiconductors activated to negative electron affinity (NEA). They demonstrate high sensitivity, low surface resistance and wide variability of the spectral sensitivity range. The A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> photocathodes are used as a part of other photoelectronic devices for a long time, but up to now the streak tubes based on them were manufactured only by HAMAMATSU (Japan) [3].

The streak tube's photocathode assembly with an A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> photocathode is a multilayer heterostructure with an A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> absorption layer bonded to a glass input window. The photocathode NEA state can only be achieved when the impurities are removed from the absorption layer to produce clean surface and the cesium oxide monolayer is deposited. These monolayer stoichiometric and thickness have optimal values determining the maximum photocathode sensitivity; therefore, the stability of these parameters is extremely important.

In case of the streak tubes, to replace the conventional photocathodes with the A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> ones it is necessary to:

- develop (calculate) the heterostructure design;
- develop the photocathode assembly technological cycle which includes operations such as: thermal bonding of a glass window and a heterostructure, selective chemical etching, chemical polishing, absorption layer testing, finish cleaning;
- take into account the impossibility of using the heterostructure shape other than flat when designing an electron-optical part of the streak tube;
- use the transfer method for the streak tube final assembling on the installation that provides an extremely high vacuum with minimal residual pressure of reactive gases along with the streak tube sealing and electron-beam degassing of streak tube housing without moving one;
- allowing for the significant volume of the streak tube vacuum housing, develop the technological processes of photocathode activation, transfer and sealing to the streak tube housing, which simultaneously ensure high photocathode sensitivity and its stability during the streak tube operation due to the optimal cesium residual pressure in the streak tube.

Considering the above features, VNIIA has developed a new streak tube with A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> photocathode (ТПО41) on the basis of ТПО30-01 streak tube (with conventional photocathode [4]), as well as its technological cycle.

The newly developed streak tube with a photocathode based on gallium arsenide has significantly improved characteristics compared to those of the ТПО30-01 streak tube (see table 1). The use of such streak tubes will improve the detection efficiency due to extension of a dynamic range.

The ТПО41 streak tube prototypes have successfully passed the mechanical and climatic tests. The results of photocathode sensitivity measurements performed during the streak tube storage and operating prove sufficient stability of this parameter.

The developed technology of manufacturing the streak tube with an GaAs-based  $A^{III}B^V$  photocathode is fundamental for developing the new types of streak tubes capable to detect light emissions in the near-infrared region (up to 1.7  $\mu\text{m}$ ).

Table 1

Comparison of ТПО30-01 and ТПО41 main parameters

Streak tube model	Calculated temporal resolution limit, ps	Photocathode luminous sensitivity, $\mu\text{A}/\text{lm}$	Photocathode spectral sensitivity (at max), $\text{mA}/\text{W}$	Dynamic range for process duration of 500 ps, rel. units	Spatial resolution, line/mm	Gain, rel. units	Working screen area, mm
ТПО30-01	0.7	350	40	8000	35	1.6	18×18
ТПО41	0.7	800	120	24 000	35	1.5	18×18

## References

1. **Kornienko, D. S.** Streak cameras for laser fusion experiments [Text] / D. S. Kornienko et al. // Instruments and Experimental Techniques. – 2014. – No. 2. – P. 78–89 (in Russian).
2. **Bloomquist D. D.** Optically recording interferometer for velocity measurements with sub nanosecond resolution [Text] / D. D. Bloomquist and S. A. Sheffield // J. Appl. Phys. – 1983. – Vol. 54. – P. 1717.
3. Near-infrared streak camera C11293-02 [Электронный ресурс]: HAMAMATSU PHOTONICS K.K. // Cat. No. SHSS0014E03 MAY/2012 HPK. – Japan. – 2012 URL: <http://www.lao.cz/data/ke-stazeni/Data-sheet%20streak%20camera-d731.pdf> (дата обращения: 27.01.2023).
4. **Sokolov, A. Yu.** Streak Tubes for Diagnostics of Lasers and Plasmas [Text] / A. Yu. Sokolov et al. // Journal of Physics: Conference Series. – 2016. – Vol. 747, No. 1. – P. 012067. – doi: 10.1088/1742-6596/747/1/012067.
5. **Sakharovsky, A. V.** Streak Tubes for visible and near-infrared region [Text] / A. V. Sakharovsky et al. // Proceeding of V International conference on Plasma&Laser Research and Technologies LaPlas-2019. – M. : NRNU MEPHI, 2019. – Vol. 2. – P. 254–255. (in Russian).

## ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В ГЕТЕРОГЕННЫХ ВВ

*Я. Е. Стариков, А. П. Яловец*

Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

Исследование поведения взрывчатых веществ (ВВ) при ударном нагружении может представлять интерес для установления механизмов детонации.

Среди используемых материалов достаточно широко распространены гетерогенные ВВ, состоящие из комбинации энергетического вещества и инертных включений. Представляет интерес исследование роли включений на формирование термодинамических состояний компонент гетерогенного ВВ при различных воздействиях. Поскольку экспериментальные исследования данных материалов вызывают известные трудности, возрастает роль теоретических исследований.

Данная работа посвящена исследованию формирования полей напряжений в компонентах гетерогенного ВВ при воздействии на него ударника. Описание динамических процессов в гетерогенном ВВ производится с помощью математической модели гетерогенных сред [1]. В данной модели динамика гетерогенной среды описывается системой уравнений механики сплошной среды для каждой компоненты в рамках упругопластической модели. Данная система уравнений замыкается уравнениями релаксации компонент к равновесию. Для ВВ применялось уравнение состояния [2], для твердотельных включений – уравнения Ми–Грюнайзена. Решение данной системы уравнений выполняется с помощью полуаналитического метода [3].

Приводятся результаты расчетов полей напряжения в компонентах гетерогенного ВВ с различными размерами сферических включений металла и их объемной доли при воздействии металлического ударника. В качестве примеров гетерогенных ВВ использованы данные работы [4].

### Литература

1. **Волков, Н. Б.** Метод теоретического описания динамических процессов в гетерогенных средах [Текст] / Н. Б. Волков, В. В. Погорелко, А. П. Яловец // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 58, № 7. – С. 950–959.
2. **Ковалев, Ю. М.** Уравнения состояния для описания изотермического сжатия некоторых молекулярных кристаллов нитросоединений [Текст] // Инженерно-физический журнал. – 2020. – Т. 93, № 1. – С. 229–239.
3. **Яловец, А. П.** Расчет течений среды при воздействии интенсивных потоков заряженных частиц [Текст] // Прикладная механика и техническая физика. – 1997. – Т. 38, № 1.
4. **Le Tang.** Mesoscale study on the shock response and initiation behavior of Al-PTFE granular composites [Text] / Le Tang, Haifu Wang, Guancheng Lu, Hao Zhang, Chao Ge // Materials & Design. – 2021. – Vol. 200. – P. 109446. ISSN 0264-1275. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109446>.

## NUMERICAL SIMULATION OF THE FORMATION OF STRESS FIELDS IN HETEROGENEOUS EXPLOSIVES

*Ya. E. Starikov, A. P. Yalovets*

South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia

The study of the behavior of explosives under shock loading may be of interest for the investigation of detonation mechanisms.

Heterogeneous explosives consisting of a combination of an energetic substance and inert inclusions are quite widespread among the materials used. The role of inclusions in the formation of thermodynamic states under various influences on heterogeneous explosives is of interest. Since experimental studies of these materials cause certain difficulties, the role of theoretical research increases.

This work is devoted to the study of the formation of stress fields in the components of heterogeneous explosives when exposed to a striker. Dynamic processes in heterogeneous explosives are described using a mathematical model of heterogeneous media [1]. In this model, the dynamics of a heterogeneous medium is described by a system of continuum mechanics equations for each component within the framework of an elastic-plastic model. This system of equations is closed by the equations of relaxation of the components to equilibrium. The equation of state [2] was used for explosives, and the Mi–Grüneisen equations were used for solid-state inclusions. The solution of this system of equations is performed using a semi-analytical method [3].

The results of calculations of stress fields in components of heterogeneous explosives with different sizes of spherical metal inclusions and their volume fraction under the influence of a metal impactor are presented. The data of [4] were used as examples of heterogeneous explosives.

## References

1. **Volkov, N. B.** Method for theoretical description of dynamic processes in heterogeneous media [Text] / N. B. Volkov, A. P. Yalovets, V. V. Pogorelko // *Technical Physics*. – 2013. – Vol. 58, No. 7. P. 950–959.
2. **Kovalev, Y. M.** Equations of State to Describe Isothermal Compression of Certain Molecular Nitro Compound Crystals [Text] // *J. Eng Phys Thermophy.* – 2020. – Vol. 93. – P. 223–233. <https://doi.org/10.1007/s10891-020-02112-9>
3. **Yalovets, A. P.** Calculation of medium flows under the influence of intense flows of charged particles [Text] // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. – 1997. – Vol. 38, No. 1. – P. 151–166.
4. **Le Tang.** Mesoscale study on the shock response and initiation behavior of Al-PTFE granular composites [Text] / Le Tang, Haifu Wang, Guancheng Lu, Hao Zhang, Chao Ge // *Materials & Design*. – 2021. – Vol. 200. – P. 109446. ISSN 0264-1275. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109446>.

4-52

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ИМПУЛЬСНОГО ТОКА БОЛЬШОЙ ПЛОТНОСТИ В МАТЕРИАЛАХ

*В. В. Столяров*

Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

Известно, что электрический ток в проводящих материалах проявляет тепловой, скин- и пинч эффекты. Комбинация пластической деформации и электрического тока приводит к другому важному явлению – к электропластическому эффекту (ЭПЭ). Как установлено многими исследованиями, разупрочнение – снижение напряжений течения и увеличение пластичности металлических материалов, является главным следствием ЭПЭ. Несмотря на давнее открытие явления ЭПЭ его физический механизм продолжает оставаться неясным и вызывает противоречивые оценки исследователей. Одни из них поддерживают тепловую природу явления, а другие предлагают механизм «электронного ветра». В литературе есть случаи, когда ЭПЭ приводит к противоположному поведению – разупрочнению при введении тока [1, 2]. Предполагается, что в большей степени результат ЭПЭ зависит от природы материала. Например, ЭПЭ в современных материалах (наноструктурированные, аморфные, с памятью формы, TRIP и дуплексные стали) изучен недостаточно, а влияние размера зерен и фазовых превращений в них представляет особую проблему. Цель работы – демонстрация вышеперечисленных особенностей ЭПЭ для разных материалов. Исследованными материалами были чистые Ti, Al, сплавы с памятью формы TiNi и стали: углеродистая феррито-перлитная Ст.3 и аустенитная хромоникелевая Х6Н4. Растяжение выполнено при одновременном введении одиночных импульсов электрического тока, режимы которого показаны в подрисуночных подписях. Примеры деформационного поведения материалов показаны на рис.1.

Результатом введения тока для всех испытанных материалов было одновременное упрочнение и повышение пластичности до разрушения. При этом температура образца не превышала комнатной. Каждый импульс тока во всех материалах сопровождался скачком напряжения вниз ассиметричной формы (в сплавах TiNi скачки были направлены вверх) и разной амплитуды, при этом на упругом участке амплитуда скачка была заметно меньше, чем в упругопластическом.

В работе обсуждаются особенности кривых растяжения, отличающихся для каждого материала. Отмечается, что указанные особенности наблюдались только для режима тока, когда скважность была высокой. Предполагается, что упрочнение могло быть вызвано такими структурными изменениями, как динамическое деформационное старение, фазовые превращения, замена механизма скольжения дислокаций на переползание и др.



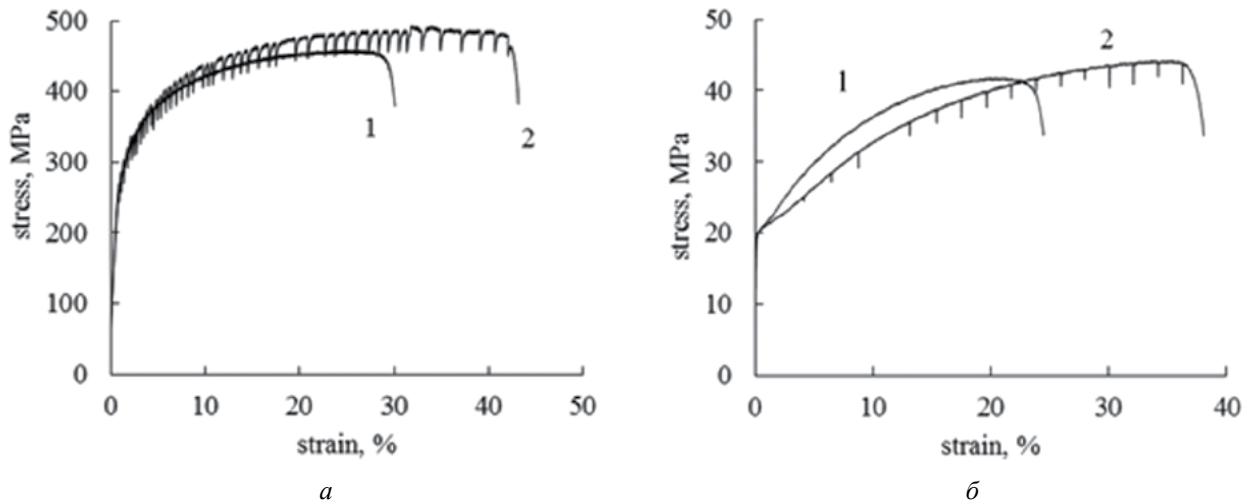


Рис. 1. Кривые «напряжение-деформация» в Ti (а) и Al (б):

1 – без тока; 2: а –  $j = 250 \text{ A/mm}^2$ ; б –  $j = 450 \text{ A/mm}^2$

### Литература

1. **Zhao, S.** Defect reconfiguration in a Ti–Al alloy via electroplasticity [Text] / S. Zhao, R. Zhang, Y. Chong et al. // *Nature mater.* – 2021. – Vol. 20. – P. 468.
2. **Stolyarov, V. V.** Atypical behavior of materials during current-assisted tension [Text] // *Letters on Materials.* – 2022. – Vol. 12 (4). – P. 292.

## INTERACTION OF PLASTIC DEFORMATION AND HIGH-DENSITY PULSE CURRENT IN MATERIALS

*V. V. Stolyarov*

Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia

It is known that electric current in conducting materials exhibits thermal, skin and pinch effects. The combination of plastic deformation and electric current leads to another important phenomenon – to the electroplastic effect (EPE. As established by many studies, softening – a decrease in flow stresses and an increase in the plasticity of metallic materials, is the main consequence of EPE. Despite the long-standing discovery of the EPE phenomenon, its physical mechanism continues to be unclear and causes conflicting assessments of researchers. Some of them support the thermal nature of the phenomenon, while others suggest the mechanism of “electronic wind”. In the literature, there are cases when EPE leads to the opposite behavior – softening upon the introduction of current [1, 2]. It is assumed that, to a greater extent, the result of EPE depends on the nature of the material. For example, EPE in modern materials (nanostructured, amorphous, shape memory, TRIP and duplex steels) is not well understood, and the effect of grain size and phase transformations in them is a particular problem. The purpose of the work is to demonstrate the above features of EPE for different materials.

The studied materials were pure Ti, Al, shape memory alloys TiNi and steels: carbon ferrite-pearlitic St.3 and austenitic chromium-nickel X6H4. Stretching was performed with the simultaneous introduction of single pulses of electric current, the modes of which are shown in the figure captions. Examples of deformation behavior of materials are shown in fig.1.

The result of the introduction of current for all tested materials was the simultaneous hardening and increase in ductility before failure. The temperature of the sample did not exceed room temperature. Each current pulse in all materials was accompanied by a downward stress jump of an asymmetric shape (in TiNi alloys, the jumps were directed upwards) and different amplitudes, while the amplitude of the jump was noticeably smaller in the elastic section than in the elastoplastic one.

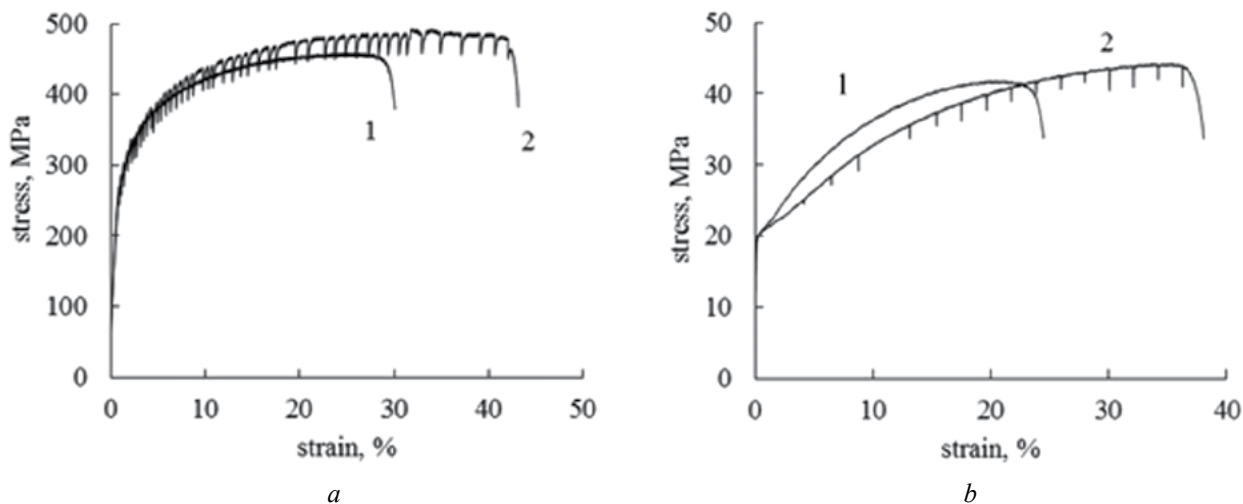


Fig. 1. Stress-strain curves for Ti (a) and Al (b):  
1 – no current; 2: a –  $j = 250 \text{ A/mm}^2$ ; b –  $j = 450 \text{ A/mm}^2$

The paper discusses the features of tensile curves that differ for each material. It is noted that these features were observed only for the current mode, when the duty cycle was high. It is assumed that hardening could be caused by such structural changes as dynamic deformation aging, phase transformations, replacement of the dislocation slip mechanism by climbing, etc.

#### References

1. **Zhao, S.** Defect reconfiguration in a Ti–Al alloy via electroplasticity [Text] / S. Zhao, R. Zhang, Y. Chong et al. // Nature mater. – 2021. – Vol. 20. – P. 468.
2. **Stolyarov, V. V.** Atypical behavior of materials during current-assisted tension [Text] // Letters on Materials. – 2022. – Vol. 12 (4). – P. 292.

## ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

М. С. Смаковский<sup>1</sup>, В. В. Столяров<sup>2</sup>

<sup>1</sup>АО «Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

Одним из подходов к увеличению технологических и эксплуатационных свойств материалов является деформационный метод, основанный на электропластическом эффекте (ЭПЭ). Недавно было показано, что ЭПЭ не только повышает деформируемость, но и обеспечивает формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) и (или) наноструктуры в титановых сплавах [1, 2]. Важным аспектом остается выяснение физической природы ЭПЭ. В работе исследуется роль исходной структуры, химического и фазового состава, а также фазовых превращений в технически чистом титане ВТ1-0, двухфазном ( $\alpha + \beta$ ) титановом сплаве ВТ6 и сплаве с памятью формы TiNi в проявлении ЭПЭ при прокатке и растяжении.

Показано стимулирующее влияние критической плотности тока на деформируемость, возможность формирования наноструктуры и повышения прочностных характеристик. Методом DSC обнаружено

восстановление прямого мартенситного превращения в TiNi при охлаждении, которое в отсутствие тока в деформированном без тока сплаве обычно подавляется.

Анализируется природа разнонаправленных скачков напряжения, наблюдаемых на диаграммах «напряжение–деформация» при растяжении с одиночными импульсами тока (рис. 1, *а*). Скачки напряжений «вверх–вниз» связаны либо с мартенситным фазовым превращением  $A \rightarrow M$ , либо с ЭПЭ. Оказалось, что ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, величина (амплитуда скачка) которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом состоянии (рис. 1, *б*).

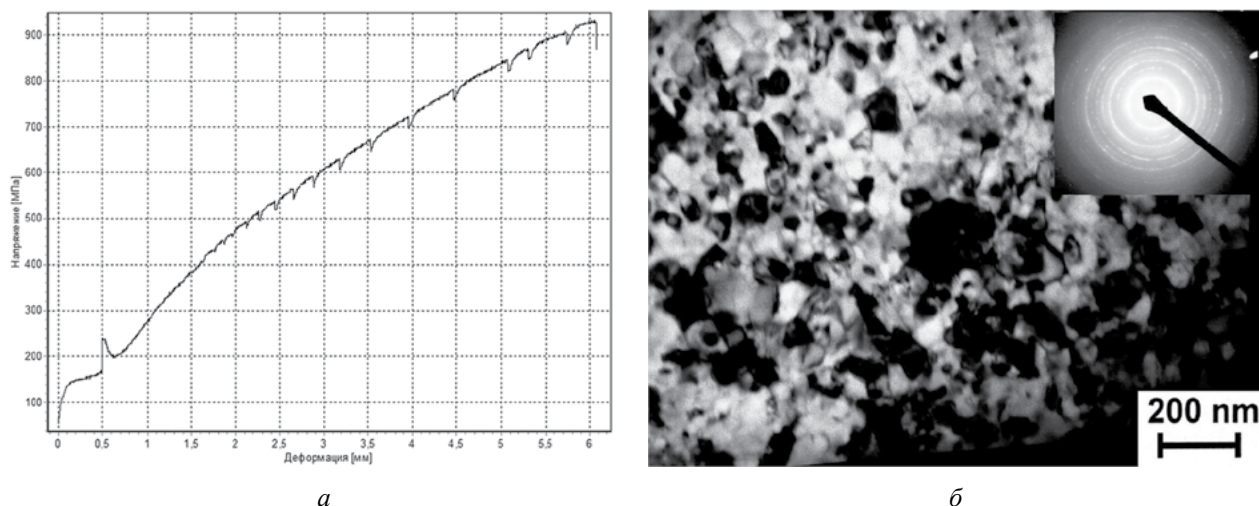


Рис. 1. Кривая «напряжение–деформация» при растяжении с током (*а*) и наноструктура (*б*) сплава TiNi с мартенситным превращением

## Литература

1. Столяров, В. В. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi [Текст] / В. В. Столяров, У. Х. Угурчиев, И. Б. Трубицына и др. // Физика и техника высоких давлений. – 2006. – Т. 16, № 4. – С. 64.
2. Столяров, В. В. Электропластический эффект в крупнозернистом и ультрамелкозернистом титане [Текст] / В. В. Столяров, М. С. Смаковский // Станкоинструмент. – 2022. – Т. 27, № 2. – С. 66–72.

## INFLUENCE OF CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION ON ELECTROPLASTIC EFFECT IN Ti-BASED ALLOYS

*M. S. Smakovsky<sup>1</sup>, V. V. Stolyarov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Machine Building Plant «Armalit» Saint Petersburg, Russia

<sup>2</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia

One of the approaches to increase the technological and operational properties of materials is the deformation method based on the electroplastic effect (EPE). It has recently been shown that EPE not only increases the deformability, but also ensures the formation of an ultrafine-grained (UFG) and (or) nanostructure in titanium alloys [1, 2]. An important aspect is the elucidation of the physical nature of the EPE. The paper investigates the role of the initial structure, chemical and phase composition, as well as phase transformations in commercially pure titanium VT1-0, two-phase ( $\alpha + \beta$ ) titanium alloy VT6, and shape memory alloy TiNi in the manifestation of EPE during rolling and tension.

The stimulating effect of the critical current density on the deformability, the possibility of forming a nanostructure and increasing the strength characteristics is shown. The DSC method revealed the restoration

of the direct martensitic transformation in TiNi upon cooling, which is usually suppressed in the absence of current in an alloy deformed without current.

The nature of multidirectional stress jumps observed in the “stress-strain” diagrams during tension with single current pulses (fig. 1, *a*) is analyzed. Stress jumps “up-down” are associated either with the martensitic phase transformation  $A \rightarrow M$ , or with EPE. It turned out that EPE is a structure-sensitive property, the value (jump amplitude) of which decreases with structure refinement and even disappears in the nanocrystalline state (fig. 1, *b*).

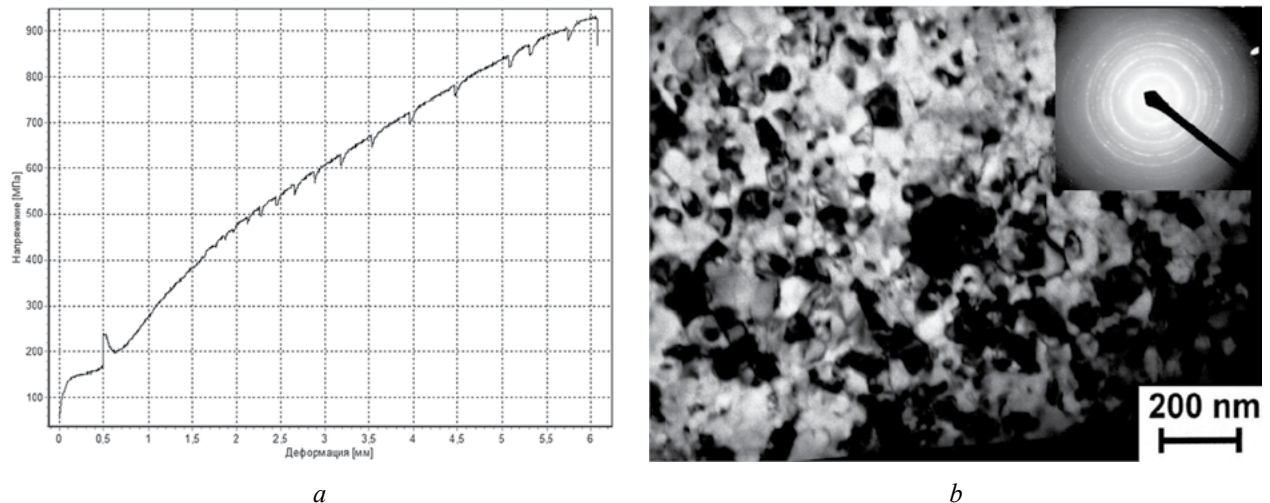


Fig. 1. Stress-strain curve at tension with current (*a*) and nanostructure (*b*) of TiNi alloy with martensitic transformation

## References

1. **Stolyarov, V. V.** Intensive electroplastic deformation of TiNi alloy [Text] / V. V. Stolyarov, U. Kh. Ugurchiev, I. B. Trubitsyna et al. // *Physics and technology of high pressures*. – 2006. – Vol. 16, No. 4. – P. 64.
2. **Stolyarov, V. V.** Electroplastic effect in coarse-grained and ultrafine-grained titanium [Text] / V. V. Stolyarov, M. S. Smakovskiy // *Stankoinstrument*. – 2022. – Vol. 27, No. 2. – P. 66–72.

## ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В БЕЗОЛОВЯНИСТОЙ БРОНЗЕ

*В. В. Столяров<sup>1</sup>, Г. Г. Савенков<sup>2</sup>, М. С. Смаковский<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>АО «Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия

Пластическая деформация, сопровождаемая электрическим током большой плотности, как правило, способствует уменьшению напряжений течения и повышению пластичности проводящих металлов. Это явление получило название «электропластический эффект» (ЭПЭ). Предполагается, что ЭПЭ обусловлен действием комбинации нескольких механизмов, включая тепловой и «электронный ветер». Важным практическим следствием ЭПЭ является его потенциальное применение в технологических процессах обработки давлением. ЭПЭ был широко исследован в чистых металлах и сплавах и заметно меньше в сплавах. Анализ немногочисленных источников показал противоречивость данных исследования ЭПЭ для разных химических составов латуней. Например, в меди и сплавах Cu-40%Zn-1%Sn и Cu-35.5%Zn-1%Pb авторы [1] подтверждают эффективность действия тока при

сжатии, а в сплаве близкого состава Cu-30%Zn при трехточечном изгибе ЭПЭ не наблюдается [2]. Медные сплавы с алюминием представляют собой важный класс конструкционных материалов. При их производстве в виде полуфабрикатов применяются процессы, включая прессование и прокатку. Отсутствие литературных данных по ЭПЭ в медных сплавах типа бронзы, легированных алюминием и железом, послужило толчком к настоящим исследованиям. Цель работы – исследование деформационного поведения с током двухфазной бронзы БрАЖНМц 9-4-4-1 при растяжении.

В исходном состоянии бронза имела микрозернистую структуру с размером зерен матрицы 6 мкм. Статическое растяжение выполнено при скорости деформации  $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . В образец до растяжения вводили импульсный ток плотностью 1600 и 200 А/мм<sup>2</sup>, скважностью от 10 до 20 000 и длительностью импульса от 100 до 1000 мкс. В процессе растяжения выполнялось измерение температуры образца. Примеры кривых растяжения при разных режимах тока показаны на рис. 1.

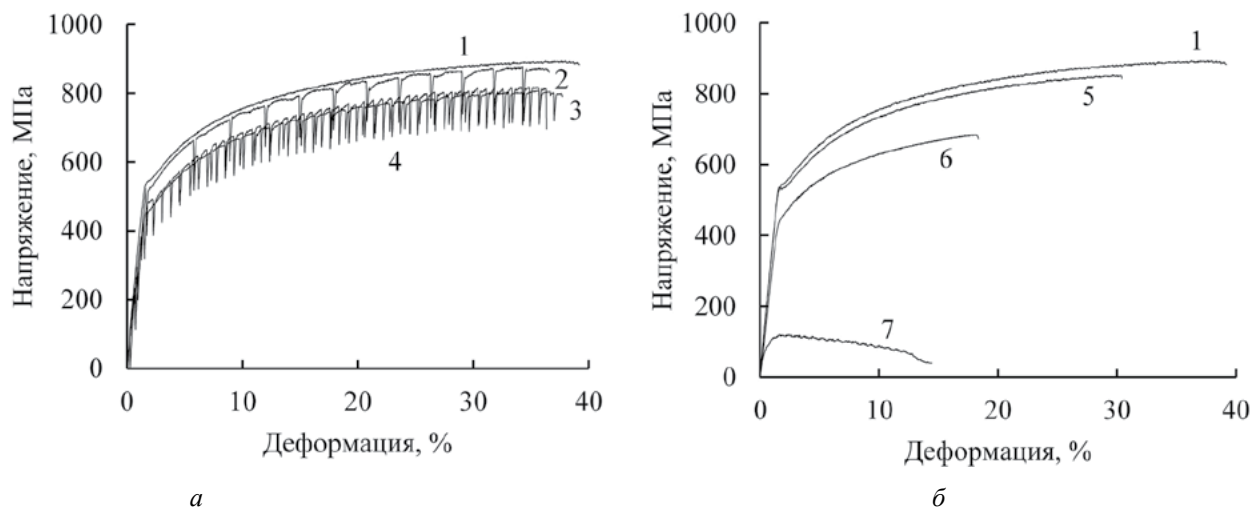


Рис. 1. Кривые «напряжение-деформация» при растяжении без тока (кривая 1) и с током плотностью 1600 А/мм<sup>2</sup> (а) и 200 А/мм<sup>2</sup> (б) при скважности: 2 –  $q = 20\,000$ ; 3 –  $q = 12\,000$ ; 4 –  $q = 4000$ ; 5 –  $q = 100$ ; 6 –  $q = 20$ ; 7 –  $q = 10$

Обсуждается роль скважности импульсного тока и связь деформационного поведения с эволюцией микроструктуры и характером разрушения.

### Литература

1. Perkins, T. A. Metallic Forging Using Electrical Flow as an Alternative to Warm/Hot Working [Text] / T. A. Perkins, T. J. Kronenberger, J. T. Roth // Transactions of the ASME. – 2007. – Vol. 129, No. 84.
2. Jordan, A. Investigation of thermal and mechanical effects during electrically-assisted microbending [Text] / A. Jordan, Brad L. Kinsey // J. of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 221. – P. 1–12.

## ELECTROPLASTIC EFFECT IN TINLESS BRONZE

V. V. Stolyarov<sup>1</sup>, G. G. Savenkov<sup>2</sup>, M. S. Smakovsky<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Machine Building Plant «Armalit» Saint Petersburg, Russia

Plastic deformation, accompanied by a high-density electric current, as a rule, contributes to a decrease in flow stresses and an increase in the plasticity of conductive metals. This phenomenon is called the “electroplastic effect” (EPE). It is assumed that EPE is due to the action of a combination of several mechanisms, including thermal and “electronic wind”. An important practical consequence of EPE is its potential application in technological processes of pressure treatment. EPE has been extensively studied in pure metals and

alloys, and noticeably less so in alloys. An analysis of a few sources showed the inconsistency of the EPE study data for different chemical compositions of brasses. For example, in copper and Cu-40%Zn-1%Sn and Cu-35.5%Zn-1%Pb alloys, the authors of [1] confirm the effectiveness of the action of the current during compression, and in an alloy of similar composition Cu-30%Zn with a three-point bending of the EPE not observed [2]. Copper alloys with aluminum are an important class of structural materials. In their production in the form of semi-finished products, processes are used, including pressing and rolling. The lack of literature data on EPE in copper alloys such as bronze alloyed with aluminum and iron was the impetus for the present research. The aim of the work is to study the deformation behavior of two-phase bronze BrAZhNMts 9-4-4-1 with current under tension.

In the initial state, the bronze had a fine-grained structure with a matrix grain size of 6  $\mu\text{m}$ . Static tension tests were performed at a strain rate of  $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Before test, a pulsed current with a density of 1600 and 200  $\text{A}/\text{mm}^2$ , a duty cycle of 10 to 20 000, and a pulse duration of 100 to 1000  $\mu\text{s}$  was introduced into the sample before stretching. During tension, the temperature of the sample was measured. Examples of stress-strain curves for different current modes are shown in Fig. 1.

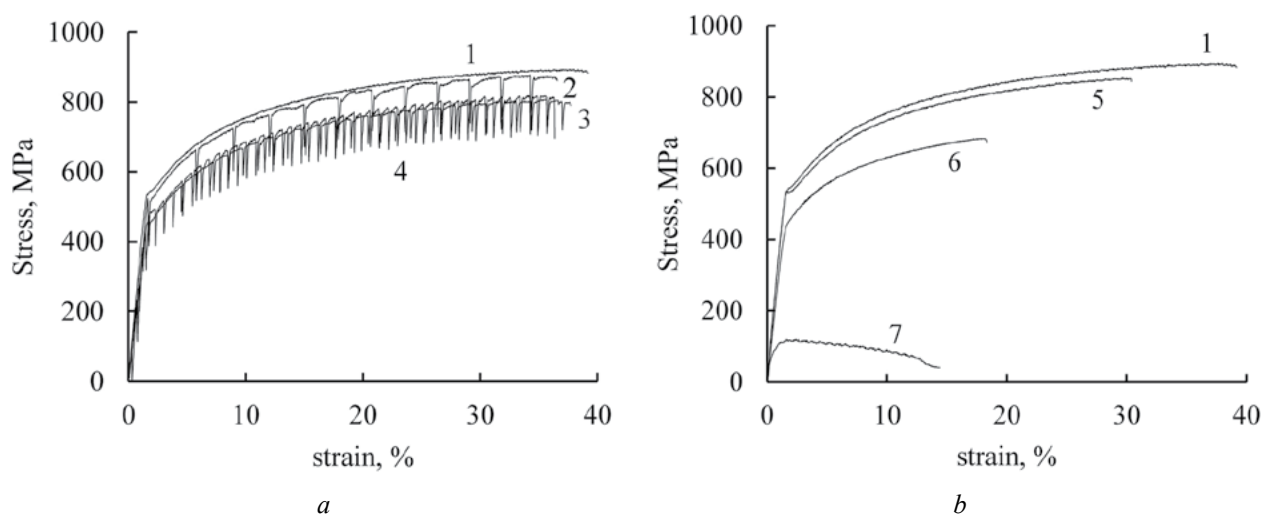


Fig. 1. Stress-strain curves at tension without current (curve 1) and with current density of 1600 (a) and 200  $\text{A}/\text{mm}^2$  (b) at a duty cycle:

$$2 - q = 20\ 000; 3 - q = 12\ 000; 4 - q = 4000; 5 - q = 100; 6 - q = 20; 7 - q = 10$$

The role of the duty cycle of the pulsed current and the relationship between the deformation behavior and the evolution of the microstructure and fracture type are discussed.

### References

1. **Perkins, T. A.** Metallic Forging Using Electrical Flow as an Alternative to Warm/Hot Working [Text] / T. A. Perkins, T. J. Kronenberger, J. T. Roth // Transactions of the ASME. – 2007. – Vol. 129, No. 84.
2. **Jordan, A.** Investigation of thermal and mechanical effects during electrically-assisted microbending [Text] / A. Jordan, Brad L. Kinsey // J. of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 221. – P. 1–12.

**ДИНАМИКА ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ  
СЖАТИЯ И РАСШИРЕНИЯ В ПАЛЛАДИИ  
ПРИ ПИКОСЕКУНДНОМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**

*И. А. Стучебрюхов<sup>1,2</sup>, С. А. Абросимов<sup>1</sup>, А. Ю. Семенов<sup>1,3</sup>, К. В. Хищенко<sup>4,3,5,6</sup>*

<sup>1</sup>Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Физический институт имени П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

<sup>3</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>4</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>5</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия

<sup>6</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

Исследуются ударно-волновые процессы в плоской мишени из палладия при облучении лазерным импульсом пикосекундной длительности. В эксперименте определяются параметры лазерного импульса, а также глубина откольной выемки, образующейся в результате сложного течения волн сжатия и расширения по веществу. Динамика образующихся при этом волн сжатия и разгрузки моделируется с использованием нового уравнения состояния палладия при высоких плотностях энергии. По результатам эксперимента и численного моделирования оценивается прочность материала при высоком растягивающем напряжении.

**DYNAMICS OF WAVE PROCESSES  
OF COMPRESSION AND EXPANSION IN PALLADIUM  
UNDER PICOSECOND LASER IRRADIATION**

*I. A. Stuchebryukhov<sup>1,2</sup>, S. A. Abrosimov<sup>1</sup>, A. Yu. Semenov<sup>1,3</sup>, K. V. Khishchenko<sup>4,3,5,6</sup>*

<sup>1</sup>Prokhorov General Physics Institute RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Lebedev Physical Institute RAS, Moscow, Russia

<sup>3</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>4</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>5</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS,  
Chernogolovka, Russia

<sup>6</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

Shock-wave processes in a flat palladium target irradiated by a picosecond laser pulse are studied. In the experiment, the parameters of the laser pulse, as well as the depth of the spall cavity formed as a result of a complex flow of compression and expansion waves through the substance are determined. The dynamics of the resulting compression and unloading waves is modeled using a new equation of state for palladium at high energy densities. Based on the results of the experiment and numerical simulation, the strength of the material at high tensile stress is estimated.

## ОПТИЧЕСКАЯ СХЕМА МЕТОДА ГЕТЕРОДИН-ИНТЕРФЕРОМЕТРА С МНОГОКРАТНЫМ ВРЕМЕННЫМ УПЛОТНЕНИЕМ СИГНАЛОВ

*А. М. Тарасов, Е. А. Чудаков, Д. А. Калашников, А. В. Фёдоров, А. О. Яговкин, Е. А. Разумков, А. Е. Сафронов, Л. В. Чернов, Т. О. Скляднева*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики», Саров, Россия

В работе рассмотрена разработка оптической схемы метода гетеродин-интерферометра с многократным временным уплотнением сигналов, проанализированы ее возможности и показано применение в опытах.

Одним из основных экспериментальных методов, для регистрации скорости объекта исследования, является лазерный гетеродин-интерферометр [1]. При этом в случае задействования длинных волоконных линий и гермопереходов реализуются дополнительные потери в оптических трактах на уровне ~6–7 дБ. Снижение чувствительности на данную величину может существенно ухудшать качество регистрации и приводить к частичной потере данных.

Для повышения соотношения сигнал/шум с целью улучшения качества получаемой экспериментальной информации была разработана оптическая схема метода гетеродин-интерферометра с многократным временным уплотнением каналов. Общий принцип ее работы заключается в следующем: излучение с каждого зондирующего лазера делится на четыре одинаковые части и через блок циркуляторов передается на объект исследования. Далее собранное датчиками отраженное излучение через оптические усилители передается на систему затворов, переключателей и линий задержки различной длины (от 10 до 30 км), которая вкуче с DWDM фильтрами отвечает за формирование мультиплексированного сигнала с разделением каналов.

В рамках экспериментальной отработки был показан прирост соотношения сигнал/шум для разработанной оптической схемы на 6 дБм (в 4 раза) по сравнению с оптической схемой с четырехкратным частотным уплотнением.

Применение разработанной оптической схемы позволит нивелировать дополнительные потери и позволит повысить качество получаемой экспериментальной информации.

### Литература

1. Пат. RU 2657135 С1 Российская Федерация, МПК G01P 3/36. Устройство доплеровского измерителя скорости движущейся поверхности на основе интерферометра с волоконным вводом излучения [Текст] / Финюшин С. А., Фёдоров А. В., Шмелев И. В., Чудаков Е. А., Калашников Д. А., Гнутов И. С., Антонюк Л. К. ; заявитель и патентообладатель ФГУП «РФЯЦ – ВНИИЭФ». – № 2017127080 ; заявл. 27.07.2017 ; опубл. 08.06.2018.

## OPTICAL SCHEME OF THE HETERODYNE INTERFEROMETER METHOD WITH MULTIPLE TIME COMPACTION OF SIGNALS

*A. M. Tarasov, E. A. Chudakov, D. A. Kalashnikov, A. V. Fedorov, A. O. Yagovkin, E. A. Razumkov, A. E. Safronov, L. V. Chernov, T. O. Sklyadneva*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics”, Sarov, Russia

The paper considers the development of an optical scheme of the heterodyne interferometer method with multiple time densification of signals, analyzes its capabilities and shows its application in experiments.

One of the main experimental methods for registering the velocity of the object of study is a laser heterodyne interferometer [1]. At the same time, in the case of using long fiber lines and hermetic junctions,



additional losses in the optical paths are realized at the level of  $\sim 6\text{--}7$  dB. A decrease in sensitivity by this amount can significantly impair the quality of registration and lead to partial data loss.

To increase the signal-to-noise ratio in order to improve the quality of the experimental information obtained, an optical scheme of the method was developed heterodyne interferometer with multiple time sealing of channels. The general principle of its operation is as follows: the radiation from each probing laser is divided into four identical parts and transmitted through a block of circulators to the object of study. Further, the reflected radiation collected by the sensors is transmitted through optical amplifiers to a system of gates, switches and delay lines of various lengths (from 10 to 30 km), which, together with DWDM filters, is responsible for the formation of a multiplexed signal with channel separation.

As part of the experimental testing, an increase in the signal-to-noise ratio for the developed optical circuit was shown by 6 dBm (4 times) compared to an optical circuit with a four-fold frequency seal.

The application of the developed optical scheme will allow to level out additional losses and will improve the quality of the experimental information obtained.

### References

1. **Pat. 2657135 C1 RF.** A device for a Doppler velocity meter of a moving surface based on an interferometer with fiber input of radiation [Text] / Finyushin S. A., Fedorov A. V., Shmelev I. V., Chudakov E. A., Kalashnikov D. A., Gnutov I. S., Antonyuk L. K. – Date of registration: 27.07.2017.

---

4-57

## ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ ПРОВОДИМОСТИ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЦИРКОНИЯ И СВИНЦА В ОКРЕСТНОСТИ КРИТИЧЕСКОЙ ТОЧКИ

*В. Б. Фокин, Д. В. Минаков, М. А. Парамонов, П. Р. Левашов*

ФГБУН Объединенный институт высоких температур Российской академии наук, Москва, Россия  
Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет),  
Москва, Россия

Цирконий и свинец – металлы, которые находят широкое применение в атомной энергетике.

Мы впервые рассчитали транспортные и оптические свойства этих металлов в окрестности критической точки. Поведение металлов в области фазовой диаграммы, соответствующей расширенному нагретому веществу, моделировалось первопринципным методом квантовой молекулярной динамики (с помощью пакета VASP). Для расчета динамической электропроводности использовалась формула Кубо–Гринвуда [1]. После расчета электропроводности оптические свойства (нормальная спектральная излучательная способность, отражательная способность, показатель преломления) восстанавливались с использованием преобразования Крамерса–Кронига.

Представлено сравнение удельного электрического сопротивления и нормальной спектральной излучательной способности циркония и свинца с экспериментальными данными [2].

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект РНФ № 20-79-10398).

### Литература

1. **Knyazev, D. V.** Ab initio calculation of transport and optical properties of aluminum: Influence of simulation parameters [Text] / D. V. Knyazev, P. R. Levashov // Computational Materials Science. – 2013. – Vol. 79. – P. 817–829.
2. **Paramonov, M. A.** Ab initio inspection of thermophysical experiments for zirconium near melting [Text] / M. A. Paramonov, D. V. Minakov, V. B. Fokin, D. V. Knyazev, G. S. Demyanov, P. R. Levashov // J. Appl. Phys. – 2022. — Vol. 132. – P. 065102.

## AB INITIO CALCULATIONS OF CONDUCTIVITY AND OPTICAL PROPERTIES OF Zr AND Pb IN THE VICINITY OF THE CRITICAL POINT

*V. B. Fokin, D. V. Minakov, M. A. Paramonov, P. R. Levashov*

Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia  
Moscow Institute of Physics and Technology (National Research University), Moscow, Russia

Zirconium and lead are the metals that are widely used in the nuclear power industry.

We calculated the transport and optical properties of these metals in the vicinity of the critical point for the first time. The behavior of the metals in the region of the phase diagram corresponding to the expanded heated matter was simulated by the first-principles method of the quantum molecular dynamics (using the VASP package). The Kubo–Greenwood formula [1] was used to calculate the dynamic electrical conductivity. After the calculation of electrical conductivity, the optical properties (normal spectral emissivity, reflectivity, refractive index) were reconstructed using the Kramers–Kronig transform.

A comparison of the electrical resistivity and the normal spectral emissivity of zirconium and lead with experimental data is presented [2].

The work has been supported by the Russian Science Foundation (grant No. 20-79-10398).

### References

1. **Knyazev, D. V.** Ab initio calculation of transport and optical properties of aluminum: Influence of simulation parameters [Text] / D. V. Knyazev, P. R. Levashov // Computational Materials Science. – 2013. – Vol. 79. – P. 817–829.
2. **Paramonov, M. A.** Ab initio inspection of thermophysical experiments for zirconium near melting [Text] / M. A. Paramonov, D. V. Minakov, V. B. Fokin, D. V. Knyazev, G. S. Demyanov, P. R. Levashov // J. Appl. Phys. – 2022. — Vol. 132. – P. 065102.

---

4-58

## УДАРНАЯ СЖИМАЕМОСТЬ ПЕНОПОЛИКАРБОНАТА И УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ ЭТОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ВЫСОКИХ ПЛОТНОСТЯХ ЭНЕРГИИ

*Ф. И. Тарасов<sup>1</sup>, А. Ю. Николаев<sup>1</sup>, Р. Н. Канунников<sup>1</sup>, А. С. Лобачёв<sup>1</sup>, В. Е. Симонов<sup>1</sup>,  
Я. М. Горюшин<sup>1</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>1,2</sup>, Д. В. Петров<sup>1</sup>, К. В. Хищенко<sup>2,3,4,5</sup>*

<sup>1</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

<sup>2</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

<sup>3</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>4</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>5</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

В настоящей работе проведены исследования образцов пенополикарбоната при ударном сжатии до давлений 25 ГПа и разработано уравнение состояния этого материала при высоких плотностях энергии. Исследованы образцы с начальной плотностью от 0,85 до 0,65 г/см<sup>3</sup>. Ударные волны в образцах получались в результате воздействия стального ударника на стальной экран, за которым был расположен образец. Ударник разогнался продуктами детонации взрывчатого вещества. Уравнение состояния

построено отдельно для исходного поликарбоната и продуктов его физико-химического превращения в условиях интенсивного ударного нагружения.

## SHOCK COMPRESSIBILITY OF POLYCARBONATE FOAM AND THE EQUATION OF STATE OF THIS MATERIAL AT HIGH ENERGY DENSITIES

*F. I. Tarasov<sup>1</sup>, A. Yu. Nikolaev<sup>1</sup>, R. N. Kanunnikov<sup>1</sup>, A. S. Lobachyov<sup>1</sup>, V. E. Simonov<sup>1</sup>,  
Ya. M. Goropashnyi<sup>1</sup>, E. B. Smirnov<sup>1,2</sup>, D. V. Petrov<sup>1</sup>, K. V. Khishchenko<sup>2,3,4,5</sup>*

<sup>1</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

<sup>2</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

<sup>3</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>4</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>5</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

In this work, polycarbonate foam samples have been studied under shock compression up to pressures of 25 GPa and the equation of state for this material at high energy densities is developed. Samples with initial density from 0.85 to 0.65 g/cm<sup>3</sup> were studied. Shock waves in the samples were obtained as a result of the impact of a steel impactor on a steel screen, behind which the sample was located. The impactors were accelerated by the detonation products of a high explosive. The equation of state is constructed separately for the original polycarbonate and the products of its physical-chemical transformation under conditions of intense shock loading.

---

4-59

## УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ РУТЕНИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

*К. В. Хищенко*

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия

Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

Разработано полуэмпирическое уравнение состояния рутения с учетом плавления и испарения. Представлены результаты расчетов термодинамических характеристик жидкой и газовой фаз этого металла в широком диапазоне давлений и температур. Проведено сопоставление расчетных результатов с имеющимися экспериментальными данными для рутения при высоких плотностях энергии. Полученное многофазное уравнение состояния материала может быть эффективно использовано в численном моделировании различных высокоинтенсивных процессов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 19-19-00713, <https://rscf.ru/project/19-19-00713/>.

## EQUATION OF STATE FOR RUTHENIUM AT HIGH PRESSURES AND TEMPERATURES

*K. V. Khishchenko*

Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

A semi-empirical equation of state for ruthenium is developed with taking into account melting and evaporation. The results of calculations of the thermodynamic characteristics of the liquid and gas phases of this metal in a wide range of pressures and temperatures are presented. The calculated results are compared with the available experimental data for ruthenium at high energy densities. The resulting multiphase equation of state for the material can be effectively used in the numerical simulation of various high-intensity processes.

The present study is financially supported by the Russian Science Foundation, grant No. 19-19-00713, <https://rscf.ru/project/19-19-00713/>.

---

4-60

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИДА БЕРИЛЛИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ В ВОЛНАХ УДАРНОГО СЖАТИЯ

*К. В. Хищенко<sup>1,2,3,4</sup>, К. К. Крупников<sup>5</sup>, Ю. Н. Жугин<sup>5</sup>, А. Ю. Николаев<sup>5</sup>,  
Е. Б. Смирнов<sup>5,4</sup>, Д. В. Петров<sup>5</sup>*

<sup>1</sup>Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>4</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия

<sup>5</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Керамика из оксида бериллия часто используется в процессах при высоких температурах, в тех случаях, когда требуется высокая прочность, износостойкость и химическая стойкость материала. В частности, уравнение состояния оксида бериллия требуется знать в широком диапазоне термодинамических параметров для численного моделирования технологических процессов в ядерной энергетике. В настоящей работе исследованы керамические образцы оксида бериллия различной начальной плотности в условиях нагружения до давлений 130 ГПа стальными ударниками со скоростями до 6 км/с. Для регистрации скоростей ударных волн в образцах были использованы электроконтактные и манганиновые датчики. В ряде опытов было измерено также давление в ударно-сжатых образцах. Полученные новые и имевшиеся ранее данные обобщены в форме уравнения состояния, определяющего зависимость давления от удельного объема и внутренней энергии вещества.

## EXPERIMENTAL AND THEORETICAL STUDY OF THE THERMODYNAMIC PROPERTIES OF BERYLLIUM OXIDE AT HIGH PRESSURES IN SHOCK COMPRESSION WAVES

*K. V. Khishchenko<sup>1,2,3,4</sup>, K. K. Krupnikov<sup>5</sup>, Yu. N. Zhugin<sup>5</sup>, A. Yu. Nikolaev<sup>5</sup>,  
E. B. Smirnov<sup>5,4</sup>, D. V. Petrov<sup>5</sup>*

<sup>1</sup>Joint Institute for High Temperatures RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny, Russia

<sup>3</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS,  
Chernogolovka, Russia

<sup>4</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

<sup>5</sup>FSUE "Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical  
Physics", Snezhinsk, Russia

Beryllium oxide ceramics are often used in processes at high temperatures where high strength, wear resistance and chemical resistance are required. In particular, the equation of state of beryllium oxide needs to be known in a wide range of thermodynamic parameters for numerical simulation of technological processes in nuclear power engineering. In this work, ceramic samples of beryllium oxide of various initial densities are studied under conditions of loading up to pressures of 130 GPa by steel impactors with velocities of up to 6 km/s. Electrocontact and manganin sensors were used to record the shock wave velocities in the samples. In a number of experiments, the pressure in shock-compressed samples was also measured. The obtained new and previously available data are generalized in the form of an equation of state that determines the dependence of pressure on the specific volume and internal energy of the substance.

4-61

## ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ И СПЛАВОВ МЕДИ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

*И. В. Хомская<sup>1</sup>, Д. Н. Абдуллина<sup>1</sup>, С. В. Разоренов<sup>2</sup>, Е. В. Шорохов<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия

<sup>3</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики  
имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Исследованы механические свойства меди и дисперсионно-твердеющих сплавов Cu–0.03мас.%Zr и Cu–0.10мас.%Cr с субмикроструктурной (СМК) структурой, сформированной при динамическом канально-угловом прессовании (ДКУП). Свойства материалов исследованы в условиях ударного сжатия с давлением 4,7–7,3 ГПа и скоростью деформации  $(0,9–3,2) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ . Регистрацию волновых процессов в образцах осуществляли с помощью Доплеровского измерителя скорости VIZAR. В результате были получены профили скорости свободной поверхности меди и сплавов в исходном состоянии и после ДКУП. Кроме того, для сплавов дополнительно были получены профили свободной поверхности после комбинированной обработки: ДКУП и отжига при 400–450°C. Из анализа волновых профилей, были рассчитаны динамического предела упругости Гюгонио ( $\sigma_{\text{HEL}}$ ), динамический предел текучести ( $Y$ ) и откольная прочность ( $\sigma_{\text{sp}}$ ) материалов до и после ДКУП по различным режимам. Из сравнения волновых профилей и динамических характеристик сделан вывод о том, что измельчение исходной крупнокристаллической (КК) структуры до СМК состояния приводит к существенному изменению динамических свойств материалов.

Определено, что измельчение зерна меди от КК (100 мкм) до СМК и СМК+НК (0.05–0.5 мкм) состояний в 6 раз увеличивает  $\sigma_{\text{HEL}}$  и  $Y$ . Это обусловлено специфическими неравновесными состояниями, сформированными в меди при ДКУП в результате высокоскоростных процессов фрагментации и динамической рекристаллизации. Определено, что диспергирование структуры меди увеличивает в 1.4 раза  $\sigma_{\text{sp}}$ , по сравнению с КК-аналогом. Это связано с формированием в меди при ДКУП,  $n = 4$  структуры, состоящей из сильно разориентированных зерен размерами 50–350 нм, с преимущественно неравновесными большеугловыми границами, что способствует замедлению роста микротрещин, т. е. затягиванию процесса высокоскоростного разрушения.

Установлено, что измельчение зерна сплава Cu–0.03%Zr от КК (200–400 мкм) до СМК (0.3–1.0 мкм) состояния увеличивает  $\sigma_{\text{HEL}}$  и  $Y$  в 1,9 и 1,8 раза, но уменьшает  $\sigma_{\text{sp}}$  в 1.4 раза. Последующий отжиг (старение) при 400 и 450°C позволяют увеличить характеристики упруго-пластического перехода в 3,0 и 3,7 раза и повысить откольную прочность практически до уровня КК аналога. Подобран режим комбинированной обработки: ДКУП,  $n = 3$  и отжиг при 450°C, 1 час, позволяющий получить СМК сплав Cu–0.03%Zr с высокой микротвердостью, термической стабильностью и повышенными характеристиками динамической прочности.

Показано, что диспергирование структуры сплава Cu–0.10%Cr до СМК состояния значительно увеличивает  $\sigma_{\text{HEL}}$  и  $Y$  в 3,7 и 2,6 раза, и приводит к увеличению  $\sigma_{\text{sp}}$  в 1,5 раза, по сравнению с ее значением в КК состоянии. Повышенный уровень свойств исследованных дисперсионно-твердеющих сплавов меди связан с дополнительным их упрочнением, обусловленным распадом твердого раствора с выделением наночастиц вторых фаз в процессе ДКУП и отжига.

Определено, что упрочняющий эффект сплавов с СМК структурой, полученной методом ДКУП, сохраняется при скоростях деформации  $10^5 \text{ с}^{-1}$ . Полученные экспериментальные данные о характере откольного разрушения и оценка влияния дисперсности и дефектности СМК структуры на сопротивление деформированию при субмикросекундных длительностях нагрузки позволяют прогнозировать деформационное поведение меди и сплавов меди в экстремальных условиях эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по темам: «Структура» № 122021000033-2 и № АААА-А19-119071190040-5.

## THE DYNAMIC PROPERTIES OF COPPER AND COPPER ALLOYS UNDER SHOCK-WAVE LOADING

*I. V. Khoms kaya<sup>1</sup>, D. N. Abdullina<sup>1</sup>, S. V. Razorenov<sup>2</sup>, E. V. Shorokhov<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup>Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Russia

<sup>3</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

The mechanical properties of copper and dispersion-hardening alloys Cu–0.03wt.%Zr and Cu–0.10wt.%Cr with a submicrocrystalline (SMC) structure formed during dynamic channel-angular pressing (DCAP) were investigated. The properties of the materials were studied under conditions of shock compression at a pressure of 4.7–7.3 GPa and a strain rate of  $(0.9–3.2) \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ . The registration of wave processes in the samples was carried out using a VISAR laser Doppler velocimeter. As a result, the velocity profiles of the free surface of copper and alloys were obtained in the initial state and after DCAP. In addition, the velocity profiles of the free surface were additionally obtained for alloys after combined treatment: DCAP and annealing at 400–450°C. From the analysis of wave profiles, the dynamic Hugoniot elastic limit ( $\sigma_{\text{HEL}}$ ), the dynamic yield stress ( $Y$ ) and the spall strength ( $\sigma_{\text{sp}}$ ) of materials before and after DCAP were calculated according to different regimes. From the comparison of the wave profiles and dynamic characteristics, it is concluded that refinement the initial coarse-crystalline (CC) structure to the SMC state leads to a significant change in the dynamic properties of materials.

It has been determined that the grain refinement of copper from CC (100  $\mu\text{m}$ ) to SMC and SMC+NC (0.05–0.5  $\mu\text{m}$ ) states increases  $\sigma_{\text{HEL}}$  and  $Y$  by 6 times. This is due to the specific nonequilibrium states

formed in copper during DCAP as a result of high-speed fragmentation processes and dynamic recrystallization. It has been determined that the dispersion of the copper structure increases by 1.4 times the  $\sigma_{sp}$ , compared with the CC analog. This is due to the formation in copper upon DCAP with  $n = 4$  of a structure consisting of highly misoriented grains with dimensions from 0.05 to 0.40  $\mu\text{m}$  with mainly nonequilibrium high-angle boundaries, which promotes a slowing down of the growth of the microcracks, i. e., leads to a delay of the process of the fracture induced by high-strain-rate deformation.

It has been found that the grain refinement of the Cu–0.03%Zr alloy from CC (200–400  $\mu\text{m}$ ) to SMC (0.3–1.0  $\mu\text{m}$ ) states increased  $\sigma_{HEL}$  and  $Y$  by 1.9 and 1.8 times, but decreased  $\sigma_{sp}$  by 1.4 times. Subsequent annealing (aging) at 400–450°C can increase the characteristics of the elastic-plastic transition by 3.0 and 3.7 times and increase the spall strength almost to the level of the CC analog. The combined treatment was selected: DCAP,  $n = 3$  and annealing at 450°C, 1 hour, which allows to obtain a Cu–0.03%Zr alloy with high microhardness, thermal stability and increased dynamic strength characteristics.

It has been shown that dispersion of the Cu–0.10%Cr alloy structure to the SMC state significantly increases  $\sigma_{HEL}$  and  $Y$  by 3.7 and 2.6 times, and leads to an increase in  $\sigma_{sp}$  by 1.5 times as compared to its value in the CC state. The increased level of properties of the studied dispersion-hardening copper alloys is associated with their additional strain hardening caused by decomposition of the solid solution with the precipitation of nanoparticles of second phases during DCAP and subsequent annealing.

It has been determined that the hardening effect of alloys with a SMC structure obtained by the DCAP method is retained at strain rate of  $10^5 \text{ s}^{-1}$ . The obtained experimental data on the nature of the spall fracture and the estimation of the influence of the dispersion and defect of the structure on the resistance to high-speed deformation at submicrosecond durations of loading will allow us to predict the behavior of copper and copper alloys under extreme operating conditions.

The work was accomplished according to the State Assignment of the Ministry of Education and Science of Russia on the theme “Structure” No. 122021000033-2 and No. AAAA19-119071190040-5.

---

4-62

## РЕАКЦИОННАЯ АКТИВНОСТЬ БОРА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ПЕНТОКСИДОМ ВАНАДИЯ

*В. Г. Шевченко, В. Н. Красильников, А. В. Конюкова, Д. А. Еселевич*

Институт химии твердого тела УРО РАН, Екатеринбург, Россия

E-mail: shevchenko@ihim.uran.ru

Удельная теплота образования оксида бора 18 297 кДж/кг, что выше таковой при окислении алюминия 16 427 кДж/кг. Однако, порошки бора не нашли широкого применения в качестве горючих в энергетических конденсированных системах (ЭКС). Причинами этого являются легкоплавкий оксид  $\text{B}_2\text{O}_3$  на поверхности частиц ( $T_{пл.} = 450^\circ\text{C}$ ), который блокирует доступ кислорода к реакционной поверхности, благодаря стеклообразующим свойствам и низкой диффузии кислорода, а также высокой температуре плавления самого бора (2074°C). Высокая температура кипения бора (около 3900°C) практически исключает его горение в паровой фазе. По этим причинам, представляется интересным модифицирование поверхности частиц бора с целью обеспечения транспорта кислорода к реакционной поверхности. В работе [1], на основе теоретического подхода, показано, что воспламенение бора может быть обусловлено дестабилизацией оксидного слоя за счет поверхностных напряжений, которые нарушают симметрию в продольном направлении и вызывают разрыв пленки  $\text{B}_2\text{O}_3$ . Автор отмечает также, что сценарии воспламенения бора могут изменяться при появлении возмущений всех видов.

Исходя из этого нами разработана энергетическая композиция бора и способ ее получения [2], путем совмещения с пентоксидом ванадия в виде гелей различной природы.

В настоящей работе исследовано влияние модификации поверхности порошка аморфного бора пентоксидом ванадия на процесс его окисления в воздушной среде. Установлено положительное воз-

действие  $V_2O_5$  на полноту окисления бора и удельное тепловыделение (рис. 1). Рассмотрены причины повышения реакционной активности бора, связанные с особенностями диаграммы фазового равновесия в системе  $B_2O_3-V_2O_5$ .

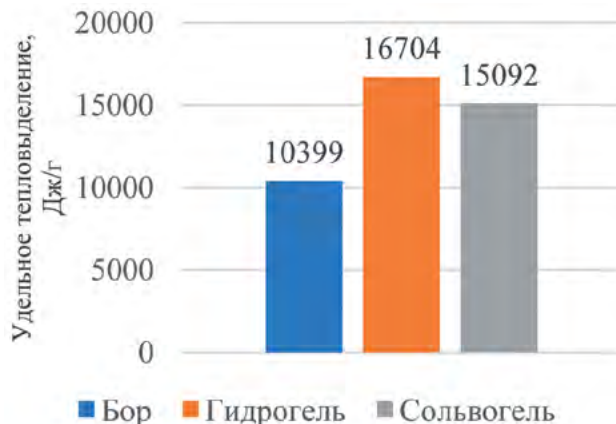


Рис. 1. Диаграмма удельного тепловыделения исходного и модифицированного бора

Работа выполнена в соответствии с гос. заданием Института химии твердого тела УрО РАН № АААА-А19-119031890028-0

### Литература

1. **Майнкен, Д.** Воспламенение металлической частицы и неустойчивость оксидного слоя [Текст] // Физика горения и взрыва. – 2006. – Т. 2, № 1. – С. 39–52.
2. **Пат. № 2509790 Российская Федерация, МПК С09К8/60 В22F1/00 С01F7/42.** Способ активации порошка алюминия [Текст] / Шевченко В. Г., Еселевич Д. А., Конюкова А. В., Красильников В. Н. ; заявитель и патентообладатель Институт химии твердого тела УрО РАН ; заявл. 12.05.2012 ; опубл. 20.03.2014, Бюл. № 8.

## THE REACTIVITY OF BORON MODIFIED BY VANADIUM PENTOXIDE

*V. G. Shevchenko, V. N. Krasilnikov, A. V. Konyukova, D. A. Eselevich*

Institute of Solid State Chemistry UB RAS, Ekaterinburg, Russia

E-mail: shevchenko@ihim.uran.ru

The specific heat of formation of boron oxide is 18 297 kJ/kg, which is higher than that for the oxidation of aluminum 16 427 kJ/kg. However, boron powders have not found wide application as fuels in power condensed systems (ECS). The reasons for this are the low-melting oxide  $B_2O_3$  on the surface of the particles ( $T_m = 450^\circ C$ ), which blocks the access of oxygen to the reaction surface due to its glass-forming properties and low diffusion of oxygen, as well as the high melting point of boron itself ( $2074^\circ C$ ). The high boiling point of boron (about  $3900^\circ C$ ) practically excludes its combustion in the vapor phase. For these reasons, it is of interest to modify the surface of boron particles in order to provide oxygen transport to the reaction surface. Based on a theoretical approach, it was shown in [1] that the ignition of boron can be caused by the destabilization of the oxide layer due to surface stresses, which break the symmetry in the longitudinal direction and cause the  $B_2O_3$  film to break. The author also notes that boron ignition scenarios can change with the appearance of disturbances of all types.

Based on this, we have developed an energy composition of boron and a method for its production [2], by combining with vanadium pentoxide in the form of gels of various nature.

In this work, we studied the effect of modifying the surface of amorphous boron powder with vanadium pentoxide on the process of its oxidation in air. A positive effect of  $V_2O_5$  on the completeness of boron



oxidation and specific heat release was established (Fig. 1). The reasons for the increase in the reactivity of boron associated with the features of the phase equilibrium diagram in the  $B_2O_3-V_2O_5$  system are considered.

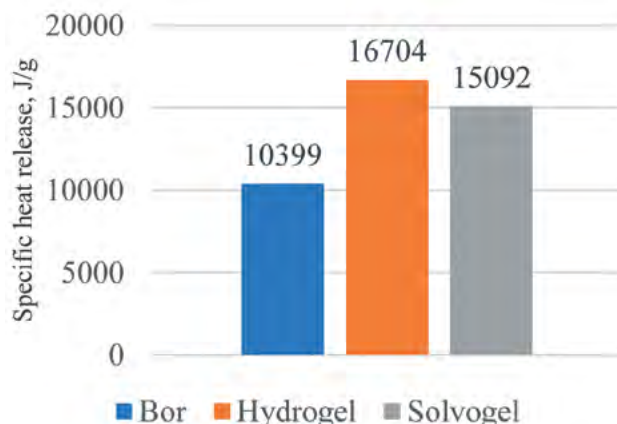


Fig. 1. Diagram of the specific heat release of the original and modified boron

The present work was performed in accordance with a state order to the Institute of Solid State Chemistry, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, № AAAA-A19-119031890028-0

### References

1. **Mainken, D.** Ignition of a metal particle and instability of the oxide layer [Text] // Physics of combustion and explosion. – 2006. – Vol. 2, №. 1. – P. 39–52.
2. **Pat. № 2509790 RF.** Method of activating aluminum powder [Text] / Shevchenko V. G., Eselevich D. A., Konyukova A. V., Krasilnikov V. N. ; Published 03/20/2014. Bull. №. 8.

4-63

## ПОСТРОЕНИЕ УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ЭКСПЕРИМЕНТОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ СИНХРОТРОННОЙ ДИАГНОСТИКИ

*М. А. Бирюкова<sup>1,2</sup>, Н. Л. Клиначева<sup>1</sup>, Е. Б. Смирнов<sup>1,2</sup>, Я. Е. Стариков<sup>1</sup>,  
Е. С. Шестаковская<sup>1</sup>, А. П. Яловец<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

E-mail: shestakovskaiaes@susu.ru

Эксперименты с однократным и двукратным ударным сжатием вещества являются основой для построения уравнений состояния материалов при высоких давлениях. Регистрация ударно-волновых процессов при помощи синхротронного излучения (СИ) существенно расширила информативность экспериментов, в том числе сопровождающихся многократным сжатием. Измерение поглощения прямого пучка СИ позволяет получить информацию о динамике изменения плотности объекта исследования. Таким образом, использование результатов синхротронной регистрации при математическом моделировании ударно-волновых процессов открывает широкие возможности для построения уравнений состояния различных материалов.

В данной работе представлена методика определения параметров уравнений состояния на основе рассчитанных и экспериментально полученных профилей относительного поглощения исследуемого материала.

Для проведения вычислительного эксперимента построена математическая модель упругопластических течений среды на основе модели пластичности Прандтля–Рейса [1, 2]. Численная реализация предложенной математической модели основана на методе [3]. Восстановление плотности вещества вдоль луча синхротронного излучения и относительного поглощения проводилось с использованием методики [4]. Для определения параметров уравнений состояния разработана методика на основе минимизации функционала отклонений численных и экспериментальных профилей относительного поглощения. Для апробации методики проведено численное моделирование задачи в постановке, соответствующей экспериментам по одно- и двукратному сжатию полиметиметакрилата [5].

### Литература

1. **Prandtl, L.** Spannungsverteilung in plastischen korper [Text] // Proc. 1st Int. Congr. Appl. Mech. Delft. – 1924. – P. 43.
2. **Рейс, А.** Учет упругой деформации в теории пластичности. Теория пластичности [Текст]. – М. : Изд-во иностранной литературы, 1948. – 260 с.
3. **Яловец, А. П.** Расчет течений среды при воздействии интенсивных потоков заряженных частиц [Текст] // Прикладная механика и техническая физика. – 1997. – Т. 38, № 1. – С. 151–166.
4. Невозмущающие методы диагностики быстропротекающих процессов [Текст] / под. ред. д. т. н. А. Л. Михайлова. – Саров : ФГУП «РФЯЦ – ВНИИЭФ», 2015. – 322 с.
5. **Смирнов, Е. Б.** Исследование однократного и двукратного сжатия плексигласа и поликарбоната с применением синхротронного излучения [Текст] / Е. Б. Смирнов, Д. В. Петров, А. Ю. Гармашев, А. К. Музыря, С. М. Долгих // Физика взрыва: теория, эксперимент, приложения: Всеросс. конф., 2018.

## CONSTRUCTION OF THE EQUATION OF STATE OF MATERIALS FROM THE RESULTS OF EXPERIMENTS USING SYNCHROTRON DIAGNOSIS

*M. A. Biryukova<sup>1,2</sup>, N. L. Klinacheva<sup>1</sup>, E. B. Smirnov<sup>1,2</sup>, Ya. E. Starikov<sup>1</sup>,  
E. S. Shestakovskaya<sup>1</sup>, A. P. Yalovets<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia

<sup>2</sup>FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

E-mail: shestakovskaiaes@susu.ru

Experiments with one- and two-fold shock compression of matter are the basis for constructing equations of state for materials at high pressures. Registration of shock-wave processes using synchrotron radiation (SR) significantly expanded the information content of experiments, including those accompanied by multiple compression. Measuring the absorption of a direct SR beam makes it possible to obtain information about the dynamics of changes in the density of the object of study. Thus, the use of the results of synchrotron registration in the mathematical modeling of shock-wave processes opens up wide possibilities for constructing equations of state for various materials.

This paper presents a method for determining the parameters of the equations of state based on the calculated and experimentally obtained relative absorption profiles of the material under study.

To perform a computational experiment, a mathematical model of elastoplastic flows of a medium was constructed based on the Prandtl-Reiss plasticity model [1, 2]. The numerical implementation of the proposed mathematical model is based on the method [3]. Reconstruction of the density of matter along the beam of synchrotron radiation and relative absorption was carried out using the technique [4]. To determine the parameters of the equations of state, a method has been developed based on minimizing the functional of deviations of the numerical and experimental relative absorption profiles. To test the method, numerical

simulation of the problem was performed out in the formulation corresponding to experiments on one- and two-fold compression of polymethylmethacrylate [5].

### References

1. **Prandtl, L.** Spannungsverteilung in plastischen korper [Text] // Proc. 1st Int. Congr. Appl. Mech. Delft. – 1924. – P. 43.
2. **Reis, A.** Accounting for elastic deformation in the theory of plasticity. The theory of plasticity [Text]. – М. : Foreign Literature Publishing House, 1948. – 260 p.
3. **Yalovets, A. P.** Calculation of medium flows under the influence of intense flows of charged particles [Text] // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 1997. – Vol. 38, № 1. – P. 151–166.
4. Non-disturbing methods of diagnostics of fast-flowing processes [Text] / Under. ed. Doctor of Technical Sciences A. L. Mikhailov. – Sarov : FSUE RFNC – VNIIEF, 2015. – 322 p.
5. **Smirnov, E. B.** Investigation of one- and two-fold compression of plexiglass and polycarbonate using synchrotron radiation [Text] / E. B. Smirnov, D. V. Petrov, A. Yu. Garmashev, A. K. Muzyrya, S. M. Dolgikh // Physics of explosion: theory, experiment, applications: All-Russian. Conf., 2018.

---

4-64

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРУБОК ПОД ДЕЙСТВИЕМ УДАРНОЙ ВОЛНЫ ПОДВОДНОГО ВЗРЫВА

*Д. Т. Юсупов*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Исследованы особенности деформации и критерии перекрытия металлических трубок под действием ударной волны подводного взрыва. Полученные данные имеют непосредственное отношение к постановке и анализу результатов опытов по моделированию перекрытия скважин в прочных средах, могут быть использованы для исследования параметров разрушения и устойчивости различного вида трубопроводов. Наконец, результаты этих исследований позволили обосновать и предложить способ измерения координат изобарических поверхностей произвольной формы с помощью протяженных трубчатых датчиков давления. С помощью этого способа удалось сравнить параметры подводного и взрывов вблизи поверхности.

## FEATURES OF DEFORMATION OF METAL-PIPE COLLAPSE UNDER THE SHOCK WAVE GENERATED BY THE UNDERWATER EXPLOSION

*D. T. Yusupov*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

Features of deformation and criteria of metal-pipe collapse under the shock wave generated by the underwater explosion were investigated. The obtained data are closely related to the experimental setup and analysis of experiments simulating the borehole blockage in high-strength media. These data can be used to study destruction-and-stability parameters for different pipelines. In addition, results of this investigation made it possible to validate and propose the method for measuring coordinates of arbitrary-shape isobaric surfaces using extended tubular pressure transducers. This method also allowed comparison of parameters of underwater and near-surface explosions.

---

## **ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНОЙ ЭНЕРГИИ ПРЕТЕРПЕВШИХ ВЗРЫВНОЕ ОБЖАТИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ШАРОВ**

*Д. Т. Юсупов, А. Ю. Гармашев, Д. П. Кучко, А. А. Дегтярев,  
А. В. Петровцев, Д. М. Шалковский*

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики имени академика Е. И. Забабахина», Снежинск, Россия

Определение остаточной тепловой энергии с помощью твердотельного калориметра, выполненное непосредственно после взрывного обжатия шаров из конструкционных материалов, представляет научный и практический интерес с точки зрения изучения структурных и прочностных свойств материала шара в условиях кумуляции энергии, различных способов ввода энергии в исследуемый образец, а также учета уровней диссипативных потерь. Работа проведена для проверки и калибровки уравнений состояния и в их составе кинетических моделей сдвиговых и откольных прочностей.

В работе приведены постановка и экспериментальные результаты взрывных экспериментов с шарами из различных конструкционных материалов: аустенитной стали 12X18H10T; 30XГСА в состоянии поставки и закаленной; стали ст.3; меди М1. Показаны результаты влияния количества точек инициирования на ввод энергии в шар, влияние типа материала на поглощение энергии при одинаковом энергоотводе. Проиллюстрировано влияние фазовых переходов и режимов нагружения на остаточную энергию для различных металлических материалов.

## **EXPERIMENTAL RESULTS OF EVALUATING RESIDUAL ENERGY OF EXPLOSIVE-COMPACTED METAL SPHERES**

*D. T. Yusupov, A. Yu. Garmashev, D. P. Kuchko, A. A. Degtyaryov,  
A. V. Petrovtsev, D. V. Shalkovskiy*

FSUE “Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics”, Snezhinsk, Russia

Residual heat energy evaluation using a solid-state calorimeter, performed immediately after explosive compaction of spheres made of structure materials, is of scientific and practical interest for purposes of investigating structural and strength properties of the sphere material under energy cumulation conditions, of studying different ways of energy input into the test sample, and of accounting dissipation losses. The objective of the work was to test and calibrate the equations of state and their kinetic models of shear and spallation strengths.

The paper presents the setup and results of explosive experiments with spheres made of different structure materials, in particular, 12Kh18N10T austenitic steel; 30KhGSA as-delivered and hardened steel; steel grade 3; and M1 cooper. The effect of the number of initiation points on energy input into the sphere is shown as well as the material type effect on energy absorption at the same energy input. The effect of phase transitions and loading conditions on residual energy is illustrated for different metal materials.

---