

PACS numbers: 06.06.Vz, 61.72.Ff, 62.20.me, 62.23.St, 81.40.Lm, 81.40.Np, 81.70.Bt

## Влияние динамического нагружения на наноструктурные изменения в сплаве 2024-T3, разрушенном в условиях усталости

Е. Э. Засимчук\*, Н. Г. Чаусов\*\*, Т. В. Турчак\*, А. С. Гаценко\*,  
А. И. Баскова\*, Е. М. Волянская\*\*, Р. Г. Гонтарева\*,  
В. Б. Гуцайлюк\*\*\*

\*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадского, 36,  
03680, ГСП, Киев-142, Украина

\*\*Национальный университет биоресурсов и природопользования Украины,  
ул. Героев Оборона, 15,  
03041 Киев, Украина

\*\*\*Wojskowa Akademia Techniczna im. Jarosława Dąbrowskiego,  
gen. Sylwestra Kaliskiego 2,  
00-908 Warszawa 49, Polska

В данной работе приводятся результаты количественного исследования фазового состава образцов сплава 2024-T3, разрушенных в условиях циклического нагружения после предварительного статического и динамического растяжения. Показано, что фазовый состав сплава, включающий, помимо твёрдого раствора на основе алюминия, упрочняющие фазы в виде наночастиц  $Al_2Cu$  (т.н.  $\Theta$ -фаза) и  $CuAl_2Mg$  (т.н.  $S$ -фаза), существенно изменяется при пластической деформации. При всех использованных видах обработки уменьшение концентрации одной из фаз сопровождается увеличением концентрации другой анализируемой фазы, однако так, что суммарная концентрация частиц всегда уменьшается по сравнению с исходным состоянием. Показано, что усталостная долговечность сплава 2024-T3 может быть увеличена при проведении предварительной статической деформации с импульсной подгрузкой, способствующей резкому уменьшению концентрации наночастиц  $S$ -фазы и увеличению концентрации наночастиц  $\Theta$ -фазы.

У даній роботі наведено результати кількісного дослідження фазового складу зразків стопу 2024-T3, зруйнованих в умовах циклічного навантаження після попереднього статичного та динамічного розтягування. Показано, що фазовий склад стопу, який включає, крім твердого розчину на основі алюмінію, зміцнювальні фази у вигляді наночастинок

$\text{Al}_2\text{Cu}$  (т.зв.  $\Theta$ -фаза) і  $\text{CuAl}_2\text{Mg}$  (т.зв.  $S$ -фаза), істотно змінюється при пластичній деформації. При всіх використаних видах оброблення зменшення концентрації однієї з фаз супроводжується збільшенням концентрації іншої аналізованої фази, однак так, що сумарна концентрація частинок завжди зменшується у порівнянні з вихідним станом. Показано, що втомна довговічність стопу 2024-T3 може бути збільшена при проведенні попередньої статичної деформації з імпульсним підвантаженням, що сприяє різкому зменшенню концентрації наночастинок  $S$ -фази і збільшенню концентрації наночастинок  $\Theta$ -фази.

In a given work, the results of a quantitative investigation of the phase composition of the 2024-T3 alloy samples destroyed under cyclic loads after prior static and dynamic tensile are presented. As shown, the phase composition of the alloy, including, in addition to the aluminium-based solid solution, strengthening phases in the form of the  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (so-called  $\Theta$ -phase) and  $\text{CuAl}_2\text{Mg}$  (so-called  $S$ -phase) nanoparticles, is considerably changed during plastic deformation. Reducing the concentration of one of the phases is accompanied by increasing concentration of the other analysed phase; however, the total concentration of particles is always reduced compared with the initial state for all using types of mechanical treatment. As shown, the fatigue life of the 2024-T3 alloy can be increased during the preliminary static deformation with impulse load that is conducive to both sharp decreasing of the concentration of the  $S$ -phase nanoparticles and increasing of the concentration of the  $\Theta$ -phase nanoparticles.

**Ключевые слова:** пластическая деформация, фазовый состав, алюминиевый сплав 2024-T3, механическая обработка, усталостная долговечность, импульсная нагрузка, наноструктура, наночастицы.

**Ключові слова:** пластична деформація, фазовий склад, алюмінієвий сплав 2024-T3, механічне оброблення, утомна довговічність, імпульсне навантаження, наноструктура, наночастинок.

**Key words:** plastic deformation, phase composition, aluminium 2024-T3 alloy, machining, fatigue durability, impulsive load, nanostructure, nanoparticles.

*(Получено 21 июня 2015 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Сплав 2024-T3 — широко используемый в авиации многофазный сплав на основе алюминия. Упрочнённое состояние сплава достигается, в основном, благодаря наличию в нем наночастиц  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (т.н.  $\Theta$ -фаза) и  $\text{CuAl}_2\text{Mg}$  (т.н.  $S$ -фаза).  $\Theta$ -фаза имеет тетрагональную ОЦК-решётку, плотность  $4,345 \text{ г/см}^3$ , температура плавления  $591^\circ\text{C}$ .  $S$ -фаза имеет ромбическую гранецентрированную ре-

шётку, плотность  $3,55 \text{ г/см}^3$ , температура плавления  $550^\circ\text{C}$ . Обе фазы имеют более сложную кристаллическую решётку по сравнению с решёткой основного элемента — алюминия и более низкую температуру плавления. По-видимому, несоответствие кристаллической структуры алюминия и присутствующих в твёрдом растворе мелкодисперсных выделений фаз  $\text{Al}_2\text{Cu}$  и  $\text{CuAl}_2\text{Mg}$  приводит к наблюдаемому упрочняющему эффекту, а более низкие температуры плавления этих фаз указывают на возможность разупрочнения сплава не только при нагреве, но и при других энергетических воздействиях, например, механических. Сложный фазовый состав сплава указывает на возможность разных сценариев структурных преобразований при различных воздействиях и различное влияние этих преобразований на механические свойства изделий из этого сплава.

В наших предыдущих работах (см., например, [1–3]) было показано, что динамическое нагружение образцов из сплава 2024-T3 приводит обычно к повышению пластичности при последующем статическом растяжении. Эффект пластификации при резком изменении силовых условий нагружения в ряде случаев не проявляется из-за трудно прогнозируемого поведения и распределения в объёме наночастиц присутствующих в сплаве фаз. В то же время в однофазных металлических материалах эффект пластификации после резкого скачка приложенного напряжения более устойчив и связан, как показали исследования ТЕМ структуры разрушенных и не доведённых до разрушения образцов, с образованием в условиях сугубо неравновесного процесса (пластической деформации) синергетической структуры — каналов гидродинамического течения вещества в кристаллическом материале [4].

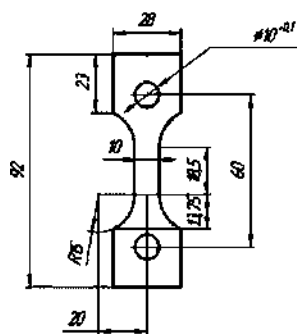
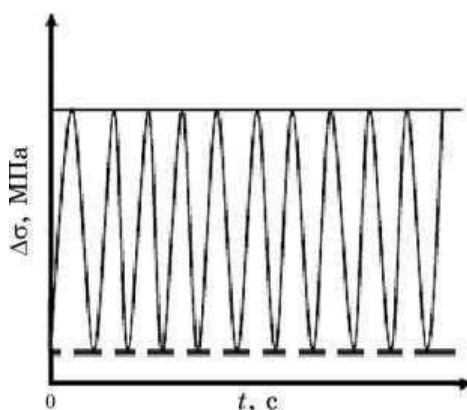
В настоящей работе приводятся результаты проведённого нами исследования ТЕМ структуры образцов сплава 2024-T3 как в состоянии поставки после стандартной термомеханической обработки, так и разрушенных в условиях циклического нагружения после предварительного статического (партия А) и динамического (партия В) растяжения с последующим циклическим нагружением.

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ

Схематическое изображение опытных образцов показано на рис. 1.

Химический состав использованного в работе сплава 2024-T3 в % вес. приведён в табл. 1.

Циклическое нагружение образцов проводили на стандартной установке «ИНСТРОН-8802» по режиму «циклическое растяже-

Рис. 1. Схема образца для механических испытаний.<sup>1</sup>Рис. 2. Схема нагружения образцов.<sup>2</sup>ТАБЛИЦА 1. Химический состав сплава.<sup>3</sup>

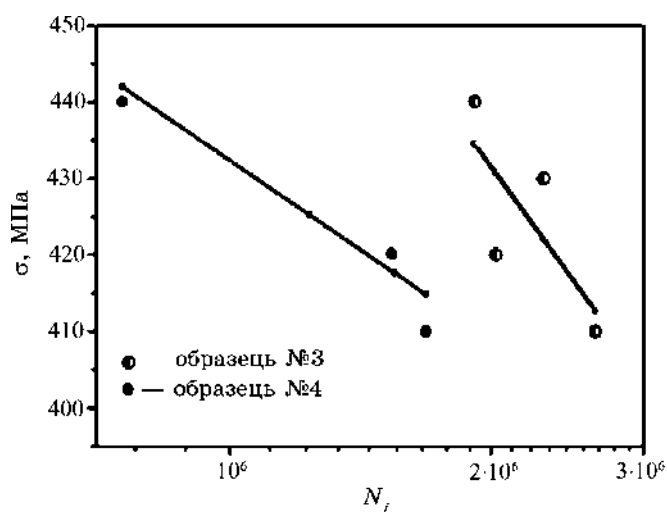
2024-T3, % вес.							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,05	0,13	4,7	0,70	1,5	0,01	0,02	0,04

ние» с частотой 15 герц (см. рис. 2) и величиной асимметрии цикла  $R = 0,1$ .

Было специально подготовлено две партии образцов (см. табл. 2): одна партия (режим обработки «4» в табл. 2) испытывалась на усталость в состоянии поставки, а вторая партия (режим «3» в табл. 2) с уровнем предварительной пластической деформации 10–11% при сложном режиме нагружения «предварительная статическое растяжение–импульсная подгрузка». Методика деформации с импульсной подгрузкой подробно изложена в наших

**ТАБЛИЦА 2.** Режимы механической обработки образцов сплава 2024-ТЗ.<sup>4</sup>

Условное обозначение или №	исх.	1	2	3	4	5
Режим обработки	Исходное состояние	Статика + импульс + статика + разрушение	Статика + статика + разрушение	Статика + импульс + устал. нагр. + разрушен.	устал. нагруж. + разрушение	стаг. + импул. + разгр. 14,2%

**Рис. 3.** Кривые усталости образцов сплава 2024-ТЗ в исходном состоянии (режим обработки «4» в табл. 2) и после предварительного нагружения (статика + импульс) (режим обработки «3» в табл. 2).<sup>5</sup>

предыдущих работах (см., например, [1, 5]). ТЕМ-исследование проводили на исходных и разрушенных при усталостном нагружении образцах. Для определения наиболее вероятных размеров и количества нано выделений второй фазы использовали широкий спектр увеличений (от  $\times 200\,000$  до  $\times 10\,000$ ).

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 3 приведены кривые усталости изученных образцов. Кривые представлены в координатах: амплитуда напряжения–

$\lg N$ , где  $N$  — число циклов до разрушения.

Видно, что импульсная подгрузка образцов сплава 2024-T3 способствует увеличению их долговечности при последующем усталостном нагружении.

Отметим, что в течение продолжительного времени исследованию влияния различных способов механической и термической обработки на усталостную долговечность авиационных сплавов алюминия уделялось большое внимание (см., например, [6–9]), однако результаты разных исследований неоднозначны и противоречивы. Это, по нашему мнению, связано с тем, что авторы не всегда учитывали все нюансы структурных изменений в сплавах, имеющих сложный химический и фазовый состав, при значительных энергетических воздействиях, приводящих материал в состояние, весьма удалённое от равновесного. Как известно, в таком состоянии в материале может происходить структурная самоорганизация, стремящаяся сохранить живучесть материала при данном воздействии и не всегда способствующая сохранению его живучести при последующем воздействии иного характера. Поэтому наше исследование направлено на изучение структурной самоорганизации не только при усталостном нагружении, но и при предшествующих ему механических воздействиях.

На рисунке 4 показаны примеры ТЕМ структуры сплава 2024-

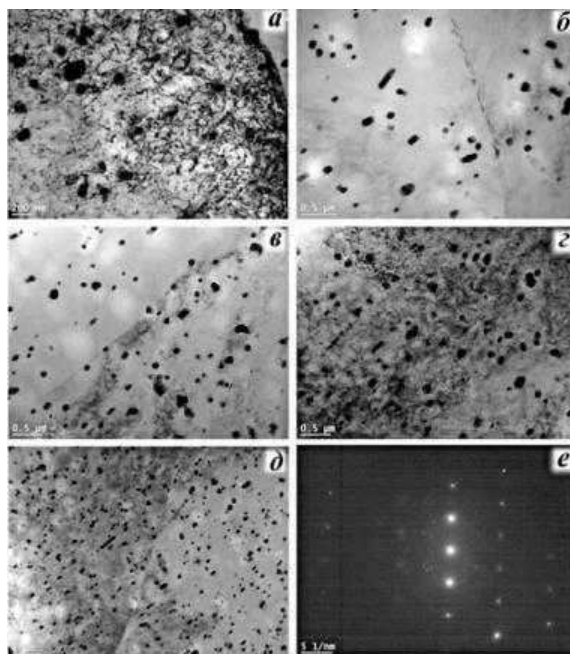


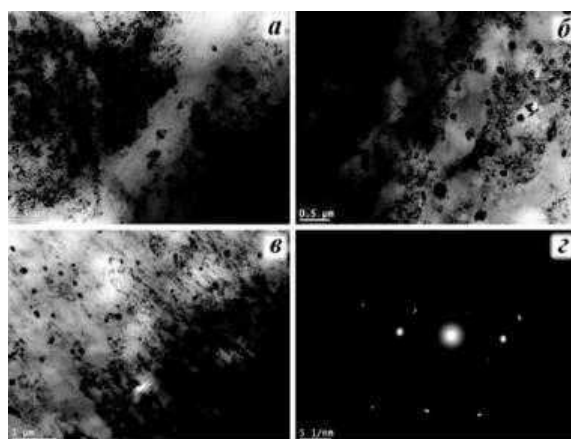
Рис. 4. ТЕМ структуры сплава 2024-T3 в исходном состоянии.<sup>6</sup>

T3 в исходном состоянии при разных увеличениях и в разных участках фольги. Видно присутствие большого количества частиц обеих упрочняющих фаз —  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (т.н.  $\Theta$ -фаза) и  $\text{CuAl}_2\text{Mg}$  (т.н.  $S$ -фаза). Принадлежность рефлексов к той или иной фазе можно определить по форме рефлексов: вытянутые (пластинчатые) —  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , равноосные (округлые) —  $\text{CuAl}_2\text{Mg}$  [10, 11]. Съёмка не менее 10 полей зрения при разных увеличениях каждого позволила нам оценить статистически количество и распределение по размерам частиц каждой из фаз. Интересно отметить, что частицы имеют более тёмный контраст по сравнению с фоном, который соответствует твёрдому раствору на основе алюминия. Такой же контраст соответствует и дефектам (дислокационным линиям) (рис. 4, *a*, *г*), что, по-видимому, связано с большей травимостью дефектов и частиц при подготовке фольги с помощью ионного травления.

К сожалению, большая часть образцов, деформированных по разным режимам, подвергалась ТЕМ-исследованию в разрушенном состоянии. Как было показано в наших предыдущих работах [4], разрушение при всех изученных видах деформационного воздействия приводит к значительному разупрочнению и сплава 2024-T3, и некоторых других материалов, что сопровождается рядом релаксационных структурных изменений. Мы также показали [12], что основным релаксационным структурообразующим процессом вблизи и во время разрушения является образование центров кристаллизации размером 60–80 нанометров в аморфной («жидкоподобной») структуре каналов гидродинамического течения материала. Это искажает морфологию каналов и делает невозможным их наблюдение в разрушенных образцах. Поэтому в настоящей работе мы сосредоточили внимание на количественном исследовании поведения нановключений упрочняющих фаз при режимах механической обработки образцов сплава 2024-T3, использованных в настоящей работе (см. табл. 2).

На рисунке 5 показаны примеры ТЕМ структуры сплава 2024-T3 после таких механических воздействий: растяжение (1 мм/сек) + импульс + разгрузка при деф. 13,8% + растяжение (10 мм/сек) до разрушения (1 в табл. 2).

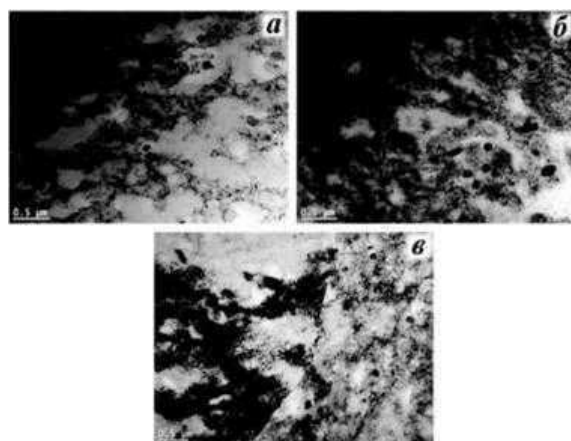
Как указывалось выше, в разрушенных образцах трудно обнаружить следы каналов гидродинамического течения из-за интенсивно протекающего релаксационного структурообразования, однако морфология каналов все же различима, особенно при меньших увеличениях (см. рис. 5, *в*). Отчётливо видно уменьшение общего количества включений обеих упрочняющих фаз по сравнению с исходным состоянием (см. ниже). Обращает на себя внимание наличие обширных областей, практически свободных от скоплений дислокационных дефектов (области «белого» кон-



**Рис. 5.** Примеры ТЕМ структуры образцов, обработанных по режиму «1» (табл. 2).<sup>7</sup>

траста). По нашему мнению, контраст этих участков обусловлен их большей толщиной по сравнению с участками, обогащёнными дефектами. В свою очередь большая толщина фольги свидетельствует о меньшей травимости этих участков в связи с их более совершенной структурой.

На рисунке 6 показаны примеры ТЕМ структуры образцов, обработанных по режиму «2» (см. табл. 2). Обработка сводится к двум последовательным растяжениям со скоростью 1 мм/сек до деформации 13,8% и 10 мм/сек до разрушения с разгрузкой после первого растяжения.



**Рис. 6.** Примеры ТЕМ структуры образцов, обработанных по режиму «2» (см. табл. 2).<sup>8</sup>



Сравнение рис. 5 и рис. 6 показывает следующее.

В образцах, разрушенных после импульсной подгрузки, (режим обработки «1» в табл. 2) более чётко, чем в статически деформированных образцах (режим «2» в табл. 2), видна морфология гидродинамического пластического течения;

общее количество включений в образцах (режим «1») (рис. 5) больше, чем в образцах, обработанных по режиму «2» (рис. 6);

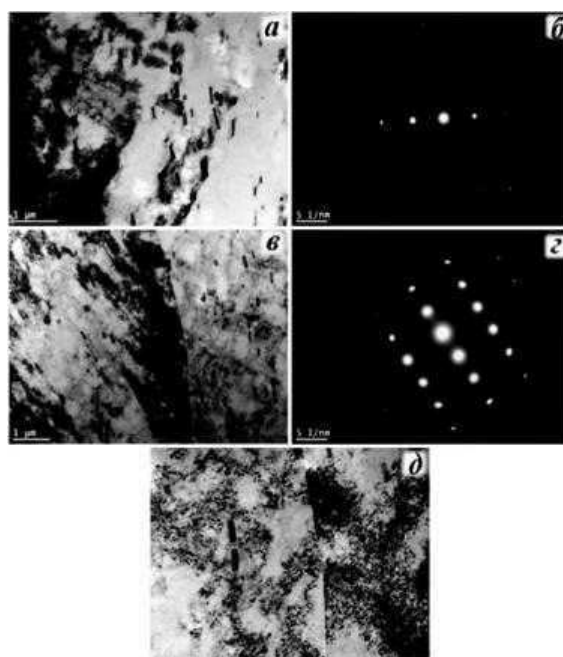
участки «белого» контраста, свободные от дефектов, в образцах, обработанных по режиму «1», занимают обширные области, не разделённые внутренними границами (рис. 5), в то время как в образцах, обработанных по режиму «2», они локализованы в виде отдельных зерен (рис. 6, а).

Разрушение в процессе механического нагружения, являющееся релаксационным процессом, сопровождается уменьшением микронапряжений [4] и, по нашему мнению, должно приводить к развитию релаксационного структурообразования. Поэтому судить о деформационном структурообразовании, изучая структуру разрушенных образцов, не всегда возможно. Учитывая основную цель нашего исследования — определить влияние импульсной подгрузки на структуру сплава в процессе нагружения, не доводя его до разрушения, — мы прервали деформационный процесс при 14,22% деформации (см. режим «5» в табл. 2).

Примеры ТЕМ структуры образцов, обработанных по режиму «5» (см. табл. 2), приведены на рис. 7. Видно преобладание наночастиц  $Al_2Cu$  (т.н.  $\Theta$ -фаза), полосовая морфология пластического течения и большое количество нано- и микрорёрен разного размера. Изучение ТЕМ структуры образцов, обработанных по режиму «5», при большом увеличении (рис. 7, в), позволило оценить минимальный размер нанорёрен  $\cong 25$  нм. Следовательно, нанокристаллиты белого контраста возникают и увеличивают свои размеры на всех рассмотренных стадиях и видах процесса нагружения сплава 2024-ТЗ, вплоть до его разрушения. Этот процесс мы относим к т.н. релаксационному структурообразованию. По нашему мнению, он включает в себя флюктуационное образование зародышей кристаллизации наноразмеров в аморфной структуре каналов гидродинамического пластического течения материала в механическом поле и последующее укрупнение возникших нанокристаллитов посредством их слияния или миграции границ [12].

Рассмотрим теперь изменение концентрации наночастиц  $Al_2Cu$  (т.н.  $\Theta$ -фаза) и  $CuAl_2Mg$  (т.н.  $S$ -фаза) при различных видах обработки сплава 2024-ТЗ. Статистические характеристики количества частиц на единицу площади фольги приведены в табл. 3.

Сравним концентрацию частиц в исходном состоянии («исх.» в табл. 3) с концентрацией частиц в образцах, не доведённых до



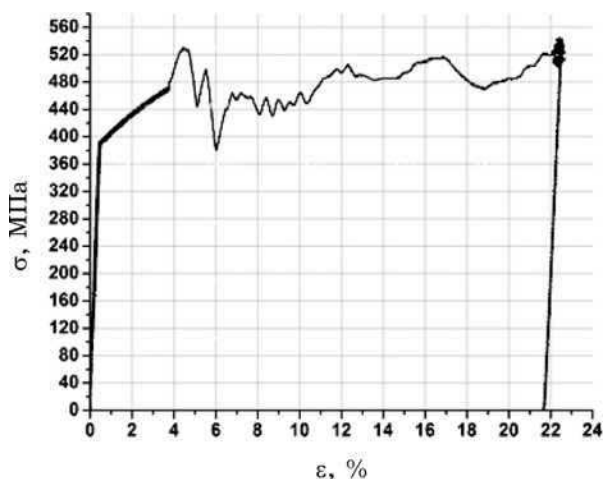
**Рис. 7.** Примеры ТЕМ структуры образцов сплава 2024-Т3, обработанных по режиму «5» (табл. 2).<sup>9</sup>

разрушения после импульсной подгрузки («5» в табл. 3). Из таблицы 3 видно, что деформация с импульсной подгрузкой до 14,2% привела к резкому уменьшению (более чем в 2 раза) суммарной концентрации частиц, в основном, за счёт уменьшения концентрации частиц *S*-фазы, при этом концентрация частиц  $\Theta$ -фазы заметно возрастает. Дальнейшая деформация до разрушения (около 22%, рис. 8) (сравним режим «5» с «1») приводит к росту суммарной концентрации частиц, в основном, за счёт концентрации частиц *S*-фазы, при этом концентрация частиц  $\Theta$ -фазы заметно уменьшается.

Рассмотрим теперь изменение концентрации частиц в результате усталостного нагружения с последующим разрушением образцов сплава 2024-Т3 (режим обработки «4» в табл. 2). Сравнивая «исх.» и режим «4» (табл. 3), можно видеть, что наряду с резким уменьшением общей концентрации частиц наблюдается рост концентрации частиц  $\Theta$ -фазы и резкое уменьшение концентрации частиц *S*-фазы. В то же время, проводя импульсную подгрузку перед усталостным нагружением (режим «3» в табл. 2), мы наблюдаем ещё больший рост концентрации частиц  $\Theta$ -фазы и ещё большее уменьшение концентрации частиц *S*-фазы. Следовательно, в процессе усталостного нагружения и разрушения про-

**ТАБЛИЦА 3.** Концентрации частиц  $Al_2Cu$  (т.н.  $\Theta$ -фаза) и  $CuAl_2Mg$  (т.н.  $S$ -фаза) при различных видах обработки сплава 2024-Т3.<sup>10</sup>

Обработка	Концентрация частиц	исх.	1	2	3	4	5
$\Theta$ -фаза		0,69	0,33	0,20	1,59	1,12	1,15
$S$ -фаза		3,13	1,95	1,83	0,24	0,326	0,39
	суммарная	3,82	2,29	2,04	1,83	1,44	1,54

**Рис. 8.** Кривая деформации образцов сплава 2024-Т3, соответствующая режиму «1» (табл. 2).<sup>11</sup>

исходит растворение  $S$ -фазы и выделение частиц  $\Theta$ -фазы, причём процесс интенсифицируется при проведении предварительной импульсной подгрузки (режим «3» в табл. 2).

Интересно отметить, что содержание наночастиц в динамически деформированном до 14,2% сплаве (режим «5» в табл. 3) практически совпадает с режимом обработки «4». Это означает, что подготовка материала к усталостному нагружению путём деформации с импульсной подгрузкой до 14,2% создаёт фазовый состав сплава близкий к формирующемуся в процессе усталости исходного материала, увеличивая тем самым усталостную долговечность, что мы и наблюдали в эксперименте.

### 3. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

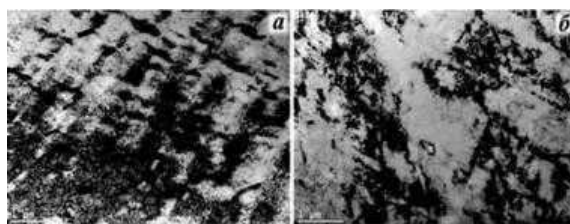
Фазовый состав сплава 2024-Т3 существенно изменяется в процессе пластической деформации. По нашему мнению, это связано с тем, что пластическая деформация, происходящая вдали от

термодинамического равновесия, сопровождается синергетическим структурообразованием в случае торможения дислокационного скольжения [4]. В сплаве 2024-T3, имеющем сложный фазовый состав и большое количество препятствий перемещению дислокаций в виде хаотически распределённых наночастиц  $\Theta$  и  $S$  фаз (см. рис. 4,  $\partial$ ) дислокационное скольжение тормозится на самых ранних стадиях пластической деформации. В этих условиях реализуется альтернативный механизм пластического массопереноса, связанный с самоорганизацией структуры в виде каналов гидродинамического течения с рыхлой (жидкоподобной) структурой внутри. Образованию такой структуры способствует изменение параметров внешнего механического поля (импульсная подгрузка). Такая структура, насыщенная вакансионными дефектами, способствует растворению выделений при любых внешних энергетических воздействиях, что мы и наблюдаем в наших экспериментах на примере  $S$ -фазы (табл. 3). Интенсивное растворение наночастиц  $S$ -фазы на промежуточных стадиях деформации (задолго до разрушения) (режим обработки «5»), вызывая переосаждение твёрдого раствора, приводит к повторному выделению частиц этой фазы при последующей деформации и разрушении (ср. режим «5» с режимом «1» в табл. 3). Кроме того, практически при всех использованных видах обработки уменьшение концентрации одной из фаз сопровождается увеличением концентрации другой анализируемой фазы, однако так, что суммарная концентрация частиц всегда уменьшается по сравнению с исходным состоянием. Следует также отметить, что последующее усталостное нагружение сплава в состоянии после режима «5» (см. режим «3») приводит к дальнейшему уменьшению концентрации  $S$ -фазы и увеличению концентрации  $\Theta$ -фазы. После разрушения сплав в состоянии после режима «3» имеет более высокую суммарную концентрацию частиц по сравнению со сплавом, обработанным по режиму «4», за счёт более высокой концентрации наночастиц  $\Theta$ -фазы. Сопоставляя эти данные и рис. 3, можно отметить следующее:

— усталостная долговечность сплава 2024-T3 может быть увеличена при проведении предварительной статической деформации с импульсной подгрузкой, способствующей резкому уменьшению концентрации наночастиц  $S$ -фазы и увеличению концентрации наночастиц  $\Theta$ -фазы;

— в сплаве, разрушенном в условиях усталостного нагружения, суммарная концентрация наночастиц существенно меньше, чем в сплаве, разрушенном при статическом растяжении с изменяющимися внешними параметрами.

Интересно отметить, что степень развития релаксационного структурообразования заметно выше в сплавах, обработанных по



**Рис. 9.** Пример ТЕМ структуры сплавов, обработанных по режиму «3» (а) и режиму «4» (б).<sup>12</sup>

режиму «4», чем по режиму «3» (ср. рис. 9, а, б).

### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Е. Э. Засимчук, Л. И. Маркашова, Т. В. Турчак, Н. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, В. Н. Параца, *Физическая мезомеханика*, **12**, № 2: 77 (2009).
2. Н. Г. Чаусов, Е. Э. Засимчук, Л. И. Маркашова, В. Вильдеман, Т. В. Турчак, А. П. Пилипенко, В. Н. Параца, *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, **4**: 54 (2008).
3. M. G. Chaousov and A. P. Pylypenko, *Mechanika*, **4**, No. 54: 24 (2005).
4. Е. Э. Засимчук, В. И. Засимчук, Т. В. Турчак, *Успехи физики металлов*, **14**, № 3: 275 (2013).
5. Н. Г. Чаусов, Д. Г. Войтюк, А. П. Пилипенко, А. М. Кузьменко, *Пробл. прочности*, **5**: 117 (2004).
6. N. R. Gates and A. Fatemi, *Procedia Engineering*, **101**: 159 (2015).
7. J. Fan and S. Hao, *Journ. of Computer-Aided Materials Design*, **11**: 139 (2004).
8. A. Ning, Z. Liu, and S. Zeng, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **16**: 1121 (2006).
9. C. Froustey and J. L. Lataillade, *Int. Journal of Fatigue*, **30**: 908 (2008).
10. D. Vaughan and J. M. Silcock, *phys. stat. sol.*, **20**: 725 (1967).
11. R. Kilaas, V. Radmilovic, *Ultramicroscopy*, **88**: 63 (2001).
12. О. Е. Засимчук, Т. В. Турчак, А. И. Баскова, Л. В. Тарасенко, А. С. Гаценко, *Доповіди НАН України*, № 3: 65 (2015).

### REFERENCES

1. E. E. Zasimchuk, L. I. Markashova, T. V. Turchak, N. G. Chaousov, A. P. Pilipenko, and V. N. Paratsa, *Fizicheskaya Mezomekhanika*, **12**, No. 2: 77 (2009) (in Russian).
2. N. G. Chaousov, E. E. Zasimchuk, L. I. Markashova, V. Vil'deman, T. V. Turchak, A. P. Pilipenko, and V. N. Paratsa, *Tekhnicheskaya Diagnostika i Nerazrushayushchiy Kontrol'*, **4**: 54 (2008) (in Russian).
3. M. G. Chaousov and A. P. Pylypenko, *Mechanika*, **4**, No. 54: 24 (2005).

4. E. E. Zasimchuk, V. I. Zasimchuk, and T. V. Turchak, *Uspehi Fiziki Metallov*, **14**, No. 3: 275 (2013) (in Russian).
5. N. G. Chausov, D. G. Voytyuk, A. P. Pilipenko, and A. M. Kuz'menko, *Probl. Prochnosti*, **5**: 117 (2004) (in Russian).
6. N. R. Gates and A. Fatemi, *Procedia Engineering*, **101**: 159 (2015).
7. J. Fan and S. Hao, *Journ. of Computer-Aided Materials Design*, **11**: 139 (2004).
8. A. Ning, Z. Liu, and S. Zeng, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **16**: 1121 (2006).
9. C. Froustey and J. L. Lataillade, *Int. Journal of Fatigue*, **30**: 908 (2008).
10. D. Vaughan and J. M. Silcock, *phys. stat. sol.*, **20**: 725 (1967).
11. R. Kilaas and V. Radmilovic, *Ultramicroscopy*, **88**: 63 (2001).
12. O. E. Zasimchuk, T. V. Turchak, O. I. Baskova, L. V. Tarasenko, and O. S. Gatsenko, *Dopovidi NAN Ukrayiny*, No. 3: 65 (2015) (in Russian).

<sup>\*</sup>*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd.,  
03680 Kyiv, Ukraine*

<sup>\*\*</sup>*National University of Life and Environmental Sciences of Ukraine,  
Heroyiv Oborony Str., 15,  
03041 Kyiv, Ukraine*

<sup>\*\*\*</sup>*Wojskowa Akademia Techniczna im. Jaroslawa Dąbrowskiego,  
gen. Sylwestra Kaliskiego 2,  
00-908 Warszawa 49, Polska*

<sup>1</sup> Fig. 1. The scheme of a sample for mechanical testings.

<sup>2</sup> Fig. 2. The scheme of loading of samples.

<sup>3</sup> TABLE 1. Chemical composition of the alloy.

<sup>4</sup> TABLE 2. Modes of mechanical processing of the 2024-T3 alloy samples.

<sup>5</sup> Fig. 3. Wöhler's curves of the 2024-T3 alloy samples in the initial state (processed by regime '4' in Table 2) and after the static + pulse preloads (processed by regime '3' in Table 2).

<sup>6</sup> Fig. 4. The 2024-T3 alloy structure TEM in the initial state.

<sup>7</sup> Fig. 5. Examples of TEM of structures of samples processed by regime '1' (see Table 2).

<sup>8</sup> Fig. 6. Examples of TEM of structures of samples processed by regime '2' (see Table 2).

<sup>9</sup> Fig. 7. Examples of TEM of structures of the 2024-T3 alloy samples processed by regime '5' (see Table 2).

<sup>10</sup> TABLE 3. The Al<sub>2</sub>Cu (so called  $\Theta$ -phase) and CuAl<sub>2</sub>Mg (so-called S-phase) particles' concentrations at various kinds of treatment of the 2024-T3 alloy.

<sup>11</sup> Fig. 8. Strain curve of the 2024-T3 alloy samples corresponding to regime '1' (see Table 2).

<sup>12</sup> Fig. 9. An example of TEM of structure of alloys processed by regimes '3' (a) or '4' (b).