

## СЕКЦИЯ 4. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДВУХСТАДИЙНОГО СТАРЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА PN-EN 2024

*Ł. Kaczmarek<sup>1</sup>, M. Stegliński<sup>1</sup>, H. Radziszewska<sup>1</sup>, J. Sawicki<sup>1</sup>, K. Kyzioł<sup>2</sup>, Z. Gawroński<sup>1</sup>, J. Świniarski<sup>3</sup>, P. Siatkowski<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Institute of Materials Science and Engineering, Technical University of Łódź, ul. Stefanowskiego 1/15, 90-924 Łódź, Poland Phone.+48 42 631 22 79

<sup>2</sup> Faculty of Materials Science and Ceramics, AGH University of Science and Technology, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

<sup>3</sup> Technical University of Lodz, Department of Strength of Materials and Structures, Stefanowskiego 1/15, 90-924 Łódź, Poland

lukaszaczmarek78@gmail.com

#### ВВЕДЕНИЕ

Сегодня наблюдается увеличение спроса автомобильной и военной промышленности на современные, легкие и в то же время прочные конструкционные материалы. В первую очередь это обусловлено желанием максимально увеличить срок службы автомобилей, повысить их грузоподъемность, а также снизить расхода топлива. Долгое время, использование алюминиевых сплавов в качестве функциональных материалов ограничивалось относительно низкими значениями их механических свойств, по сравнению с другими сплавами. На сегодняшний день, усилия, которые были направлены на оптимизацию химического состава и режимов термической обработки, позволили увеличить прочностные характеристики сплавов на основе алюминия. Одним из современных видов термической обработки алюминиевых сплавов является двухстадийное старение по режимам T6I4 и T6I6, после которых можно получить двухфазные (состоящие из ядра и оболочки) упрочняющие фазы в  $\alpha$ -твердом растворе.

#### СОБСТВЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование было проведено для промышленного сплава PN-EN 2024 системы Al–Cu–Mg. Для решения поставленной задачи использован принцип, основанный на результатах, полученных из анализа параметров процессов термической обработки, производительности и эффектов одностадийного (T6) и двухстадийного (T6I6) старения. Кинетики процессов пересыщения и старения были изучены с помощью измерения твердости и удельного электросопротивления. Изменение твердости и электросопротивления как функции времени, позволило определить температуру и время старения для каждой стадии. С помощью испытаний на растяжение было показано влияние степени дисперсности

упрочняющих фаз в зависимости от одной или двух стадий старения на величину прочностных свойств (MET-ILO V.5.1). Испытания проводились на растяжной машине INSTRON 35. Анализ результатов показал, что при использовании двухстадийного старения увеличивается дисперсность упрочняющей фазы, при этом средний диаметр выделений снижается до 1 мкм (рис. 1, 2, 3). Оптимальный выбор температуры и времени, параметров кинетики образования и роста фаз для каждого из двух этапов старения способствовал увеличению твердости на 6%,  $HV_{0,1} = 160 \pm 2$  HV, и повышению предела прочности сплава с 460 МПа до  $483 \pm 6$  МПа. (Таблица 1.)

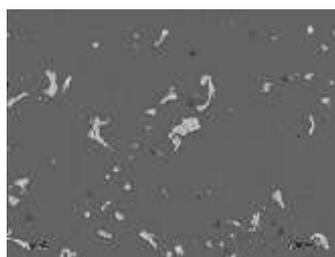


Рис.1. Структура сплава после процесса одностадийного старения T6

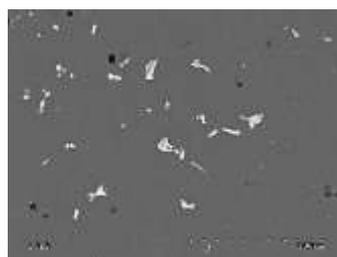


Рис.2. Структура сплава после процесса двухстадийного старения T616.

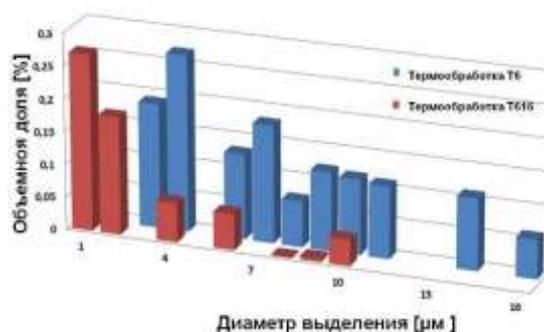


Рис.3. Объемная доля выделений среднего размера в  $\alpha$ -твердом растворе, в зависимости от вида термообработки.

Таблица. 1. Сравнение механических свойств, сплава PN-EN 2024, обработанного по режимам T6 и T616.

Режим	$F_m$ , [kN]	$R_m$ , [MPa]	$R_{02}$ , [MPa]	$Fe_{02}$ , [kN]	Young Modulus, [MPa]	A, [%]
T6	23,2	462,0	288,9	14,52	77237	32,89
T616	24,3	483,8	299,5	15,06	80710	42,19

При двухстадийном старении, фазы, появляющиеся в первую очередь, образуются по механизму гомогенного зарождения. Химические элементы, составляющие эти фазы характеризуются относительно высоким коэффициентом диффузии и низкой энергией активации диффузии в  $\alpha$ -твердом растворе. Кроме того, энергия образования химических связей

между ними также должна быть относительно высокой, что также определяет образование термодинамически стабильных упрочняющих фаз. Их количество рассчитывается по формуле:

$$I = \frac{Nk_C^+}{n_c} \cdot \left( \frac{\Delta G^*}{3\pi k_B T} \right)^{\frac{1}{2}} e^{\left( \frac{\Delta G^*}{k_B} \right)} \quad (1)$$

где  $\Delta G^*$  - свободная энергия Гиббса, которая рассчитывается по формуле:

$$\Delta G^* = \frac{16\pi}{3} \cdot \gamma_{SL}^3 \cdot \frac{T_m^2}{\Delta H^2 \Delta T^2} \quad (2)$$

где  $\Delta T = (T_1 - T_m)$  - среднее значение переохлаждения и  $(\gamma_{SL})$  - межфазное натяжение поверхности твердого тела и жидкости. На втором этапе старения, на фазах, образующихся на первом этапе, происходит процесс гетерогенного зарождения элементов - в соответствии с формулой (3).

$$\Delta G_2^* = \frac{16\pi}{3} \cdot \frac{\gamma_{SL}^3}{(\Delta G_v)^2} \cdot Ef(\theta) \quad (3)$$

где  $\theta$  - значение равновесного угла увлажнения,  $Ef(\theta)$  рассчитывается по формуле:

$$Ef(\theta) = \frac{(2 + \cos[\theta] \cdot (1 - \cos[\theta])^2)}{4} \quad (4)$$

Такие химические элементы, как Mn и Si, в среде алюминия имеют относительно низкий коэффициент диффузии и высокую энергию активации диффузии. Это затрудняет, а иногда делает невозможным образование отдельных, термодинамически стабильных зародышей. В таких условиях наблюдаются так называемые двухфазные упрочняющие выделения со структурой ядро - оболочка (рис. 4), которые повышают прочность при растяжении и твёрдость исследованной системы. Увеличение прочности материала, достигнутое путем создания в его структуре упрочняющей фазы, является следствием затруднения движения дислокаций по плоскостям скольжения. Такое состояние является стабильным до момента превышения критической энергии сдвига выделения. Генерация двух или многоядерных выделений высокой дисперсности в  $\alpha$ -твердом растворе увеличивает критическую энергию сдвига, которая непосредственно влияет на увеличение механических свойств материалов.

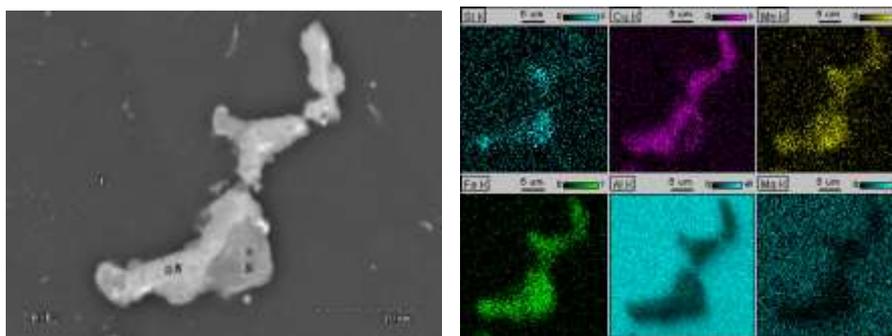


Рис. 4. SEI шлиф поперечного сечения образца подвергнутого двухстадийному старению - выделение двухъядерное.

### **БЛАГОДАРНОСТИ**

Исследования были проведены благодаря финансовой поддержке Польского Комитета по Научным Исследованиям – проект № N N508 472734.