

УДК 539.374+669.715

PACS numbers: 62.20.Fe, 62.20.Hg

Високотемпературна структурна надпластичність алюміній-літієвого сплаву 01420Т

В.П. Пойда¹, А.В. Пойда², В.В. Брюховецький², Р.І. Кузнецова²,
О.П. Кришталь¹, А.Л. Самсонік¹, Д.Є. Педун¹, Каафарані Алі Махмуд³

¹⁾ Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна
Україна, 61077, м. Харків, пл. Свободи, 4

²⁾ Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України
Україна, 61002, м. Харків, вул. Чернишевського, 28, а/с 8812

³⁾ Арабський університет
Ліван – Бейрут, вул. Тарік ель Жадіді

Встановлено температурно-швидкісні умови проявлення зразками сплаву 1420Т ефекту високотемпературної структурної надпластичності. Встановлено особливості еволюції структурного стану і фазового складу зразків під час їх нагрівання до температури випробувань і в ході їх надпластичної деформації. У робочій частині зразків, надпластично продеформованих при високих гомологічних температурах, виявлено специфічні волокна. Встановлено механізм їх утворення. На основі вивчення вигляду фрактограм зламів зразків встановлено, що на макроскопічному рівні їх руйнування має квазікрихкий характер, а на мікроскопічному рівні носить змішаний характер.

Ключові слова: алюміній-літієві сплави, надпластичність, рідкоплинність, рідка фаза, твердо-рідкий стан, волокнисті утворення

Установлены температурно-скоростные условия проявления образцами сплава 1420Т эффекта высокотемпературной структурной сверхпластичности. Установлены особенности эволюции структурного состояния и фазового состава образцов во время их нагрева до температуры испытаний и в ходе их сверхпластической деформации. В рабочей части образцов, сверхпластично продеформированных при высоких гомологических температурах, выявлены специфические волокна. Установлен механизм их образования. На основе изучения вида фрактограм изломов образцов установлено, что на макроскопическом уровне их разрушение имеет квазихрупкий характер, а на микроскопическом уровне носит смешанный характер.

Ключевые слова: алюминий-литиевые сплавы, сверхпластичность, жидкотекучесть, жидкая фаза, твердо-жидкое состояние, волокнистые образования

The temperature-strain rate conditions of high-temperature structural superplasticity effect occurrence by specimens of an alloy 1420Т are determined. Features of a structural state and phase compound evolution of specimens during their heating to the test temperature and during their superplastic deformation are established. In a working part of specimens, superplastically deformed at high homological temperatures, specific fibers are revealed. The mechanism of their formation is established. On the base of fracture surface studying it is established, that at macroscopic level their fracture has quasibrittle character, and at microscopic level has the mixed character.

Keywords: aluminum-lithium alloys, superplasticity, castability, liquid phase, solid-liquid state, fibers

Вступ

У даний час фізики, матеріалознавці та інженери-конструктори продовжують досліджувати фізико-механічні властивості конструкційних алюміній-літієвих сплавів, які мають підвищений модуль пружності та малу густину. Використання цих сплавів для виготовлення різноманітних деталей при створенні аерокосмічної техніки дає можливість суттєво знизити

її масу. До сплавів цього класу відносять і сплав 01420Т (5,0 - 6,0 % Mg; 1,9 - 2,3 % Li; 0,09 - 0,15 % Zr; 0,1 - 0,3 % Si; $\leq$ 0,3 % Fe; 0,1 % Ti; 0,3 % Mn; 0,005 % Na; основа Al, % масові) [1,2], найбільш легкий з алюмінієво-літієвих сплавів (густина 2,47 г/см³).

Метою досліджень було встановлення умов прояву зразками цього сплаву ефекту високотемпературної структурної надпластичності (ВСП) та вивчення особливостей їх структурного

В.П. Пойда, А.В. Пойда, В.В. Брюховецький, Р.І. Кузнецова, О.П. Кришталь, А.Л. Самсонік, Д.Є. Педун,

© Каафарані Алі Махмуд, 2010

стану і фазового складу.

Матеріал і методики експерименту

Механічні випробування зразків сплаву 01420Т проведені на повітрі розтягуванням у режимі повзучості при постійному напруженні течії у відповідності з методикою, детально описаною в [3].

Зернову структуру, морфологію пор і волокнистих утворень у зразках досліджували на різних етапах їх течії, використовуючи світлову (МІМ-6) і растрову електронну (JEOL JSM-840) мікроскопію та стандартні методи кількісної металографії [4]. Для виявлення границь зерен використовували універсальний травник такого складу: 17 мл HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O .

Енергодисперсійний рентгенівський мікроаналіз локальних ділянок волокнистих утворень виконано з використанням растрового електронного мікроскопу JEOL JSM-840 з приставкою для енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу.

Про характер руйнування зразків та його причини робили висновки, вивчаючи злами за методом прямого спостереження з використанням оптичного мікроскопу МБС-9 та растрового електронного мікроскопу JSM-840. Типи зламів класифікували за атласом зламів [5].

Фазовий склад вихідних зразків сплаву 01420Т вивчали за методом дифрактометричного аналізу з використанням рентгенівського дифрактометра ДРОН-3. Дифрактограми одержані з використанням фільтрованого CuK_α -випромінювання при напрузі на трубі $U = 40$ кВ і силі струму $I = 10$ мА. Профілі дифракційних максимумів будували за точками при кроці сканування для $2\theta = 0,1^\circ$ на фоні і $0,01^\circ$ на максимумі. Аналіз фазового складу сплаву проводили з використанням даних, які містяться в [2,6].

Результати і їх обговорення

Встановлено, що вихідна зернова структура дослідженого термічно обробленого напівфабрикату сплаву 01420Т (рис. 1) є ультрадрібнозернистою. Середній розмір зерна $\langle d \rangle$ складає 5 мкм.

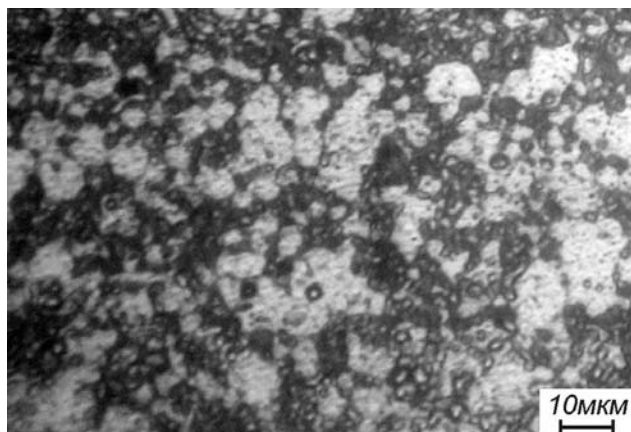


Рис.1. Вихідна структура зразків сплаву 01420Т.

Як відомо [2,7], в дослідженому сплаві присутні характерні для системи Al-Mg-Li-Zr інтерметалідні фази: рівноважна кубічна S_1 -фаза (Al_2LiMg) та нерівноважна δ' -фаза (Al_3Li), а також β -фаза (Al_3Zr). Зазвичай виділення S_1 -фази мають довільну форму і розмір 0,2 - 0,3 мкм [2,7]. Виділення ж δ' -фази і β -фази є дуже дисперсними [2].

Фрагмент дифрактограми, одержаної в результаті проведення дифрактометричних досліджень вихідного зразка сплаву 01420Т, наведений на рис.2. Шляхом її аналізу встановлено, що дифракційні піки на дифрактограмі відповідають твердому розчину на основі алюмінію α_{Al} та S_1 -фазі (Al_2LiMg). Для виявлення двох інших інтерметалідних фаз (δ' -фази (Al_3Li) і β -фази (Al_3Zr)), які, безсумнівно, також є в зразках сплаву 01420Т, необхідно використовувати спеціальні методи просвічуючої електронної мікроскопії і мікродифракції.

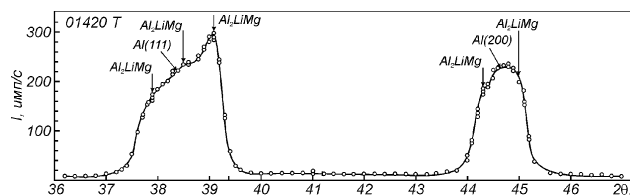


Рис.2. Фрагмент дифрактограми сплаву 01420Т.

У результаті виконання механічних випробувань, проведених в режимі повзучості при сталому напруженні течії, встановлено, що оптимальні умови надпластичної деформації (НПД) досліджуваного напівфабрикату сплаву 01420Т такі: температура $T = 520^\circ\text{C}$, напруження течії $\sigma = 5,5$ МПа. Зразки сплаву проявили ефект ВСНП в інтервалі швидкостей дійсної деформації $(10^{-5} - 10^{-4}) \text{ s}^{-1}$. Максимальне відносне видовження до зруйнування δ при цьому складало 650%.

На рис.3 показано зразок сплаву 01420Т, надпластично zdeформований на 630% в оптимальних умовах ВСНП, у порівнянні з вихідним, недеформованим зразком цього сплаву.

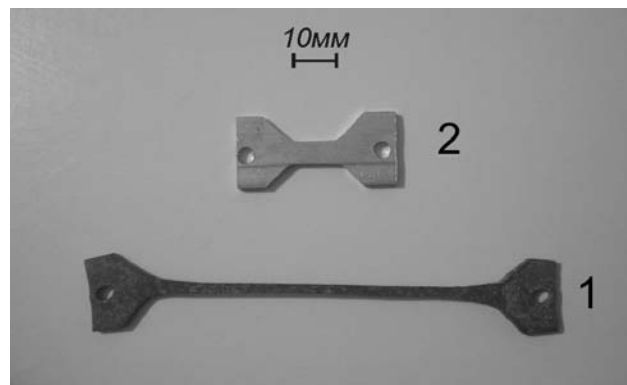


Рис.3. Вигляд зразка сплаву 01420Т, zdeформованого (1) в умовах ВСНП до зруйнування на 600%, у порівнянні з вихідним зразком (2).

Видно, що надпластична течія зразка здійснювалась з високою стійкістю, стабільно і однорідно по всьому об'єму його робочої частини, про що свідчить відсутність у зразка макроскопічної шийки.

У результаті проведення металографічних досліджень встановлено, що в структурі зруйнованих зразків (рис.4) присутні ізольовані одна від одної зернограничні пори деформаційного походження, оточені групою, що складається з чотирьох зерен, а також пори, витягнуті у напрямку розтягування зразка та магістральні тріщини, що утворились у результаті об'єднання зернограничних пор. Середній розмір зерна в робочій частині зразків сплаву 01420T в ході НПД зростає і складає 10 мкм.

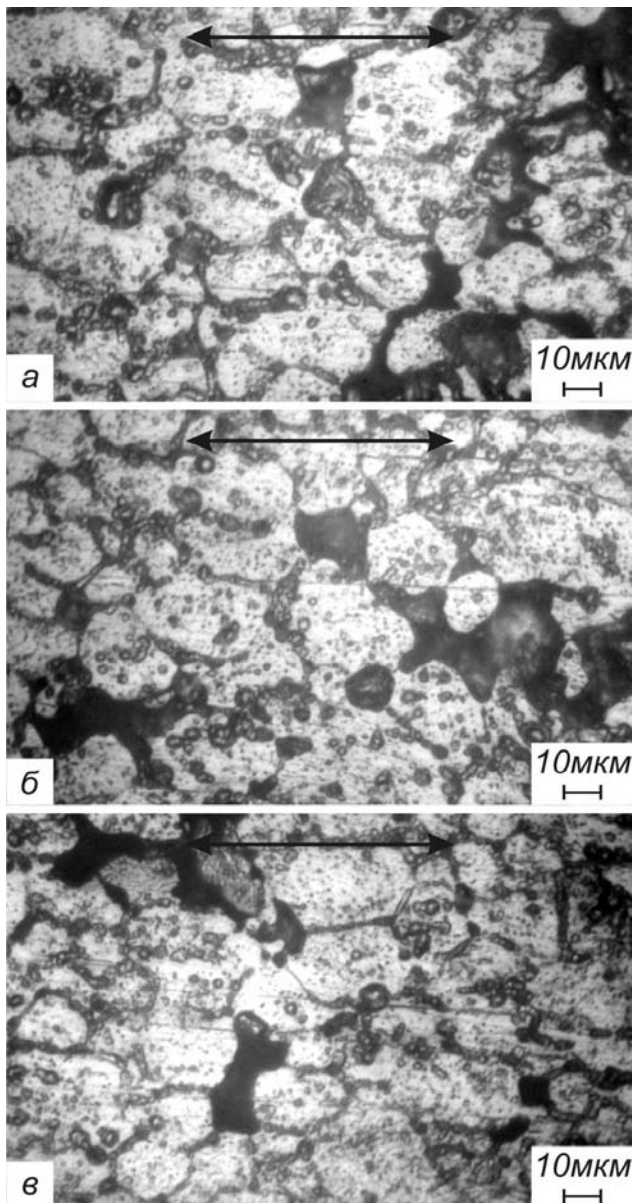


Рис.4. Мікроструктура зразка сплаву 01420T, продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах ВСНП.

Вивчення фрактограм дало можливість встановити, що руйнування зразків сплаву 01420T, деформованих в

оптимальних умовах при $T = 520^{\circ}\text{C}$ і $\sigma = 3,5$ МПа

здійснюється в результаті розвитку магістральних тріщин. На макроскопічному рівні воно має квазікрихкий характер. На мікроскопічному рівні (див. рис.5) руйнування носить змішаний характер. На поверхнях зламів зразків, зокрема, видно ямки, які утворились в результаті розвитку і об'єднання зернограничних пор, що характерно для в'язкого типу руйнування, а також гладенькі поверхні фасеток відколу по границях зерен, що характерно для міжзеренного типу руйнування. Частина поверхонь зламів містить оплавлені ділянки, покриті суцільними оксидними плівками і крихкими оксидними пленами, що характерно для зразків алюмінієвих сплавів, зруйнованих в результаті здійснення НПД за наявності на границях зерен локальних ділянок, зайнятих рідкою фазою. Про те, що зразки сплаву 01420T проявляють ефект ВСНП, перебуваючи у твердо-рідкому стані у результаті часткового плавлення сплаву, опосередковано свідчить, зокрема, те, що в приповерхневих порах та тріщинах, які утворювались і розвивались в робочій частині зразків у ході НПД, були виявлені специфічні волокнисті утворення (рис.6). Морфологічні особливості, а також механізми утворення і розвитку волокон в ході НПД інших алюмінієвих сплавів були описані, зокрема, в [8,9].

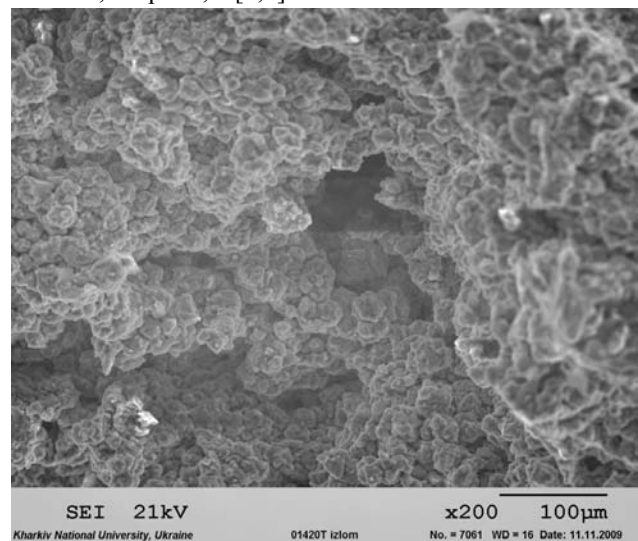


Рис.5. Фрактограма поверхні зламу зразка сплаву 01420T, надпластично продеформованого до руйнування в оптимальних умовах.

Напевно що однією з найбільш вірогідних причин утворення рідкої фази під час НПД зразків дослідженого сплаву при високих гомологічних температурах може бути локальне плавлення тих ділянок зерен і міжзеренних границь, які складаються з твердого розчину на основі алюмінію, що містить підвищену концентрацію легуючих елементів (літію і магнію), які знижують температуру плавлення сплаву.

Часткове плавлення даного сплаву може здійснюватись через неоднорідність у розподіленні легуючих елементів у тих мікрооб'ємах, де їх концентрація через наявність сегрегацій на границях зерен або ж через внутрішньокристалітну ліквідацію підвищена у порівнянні з їх середньою концентрацією у сплаві. Оскільки температура випробувань зразків для цих мікрооб'ємів може виявитись рівною температурі солідус для цих концентрацій і навіть більшою за неї, то при нагріванні зразків, або ж безпосередньо в ході їх НПД, може здійснитись плавлення цих ділянок.

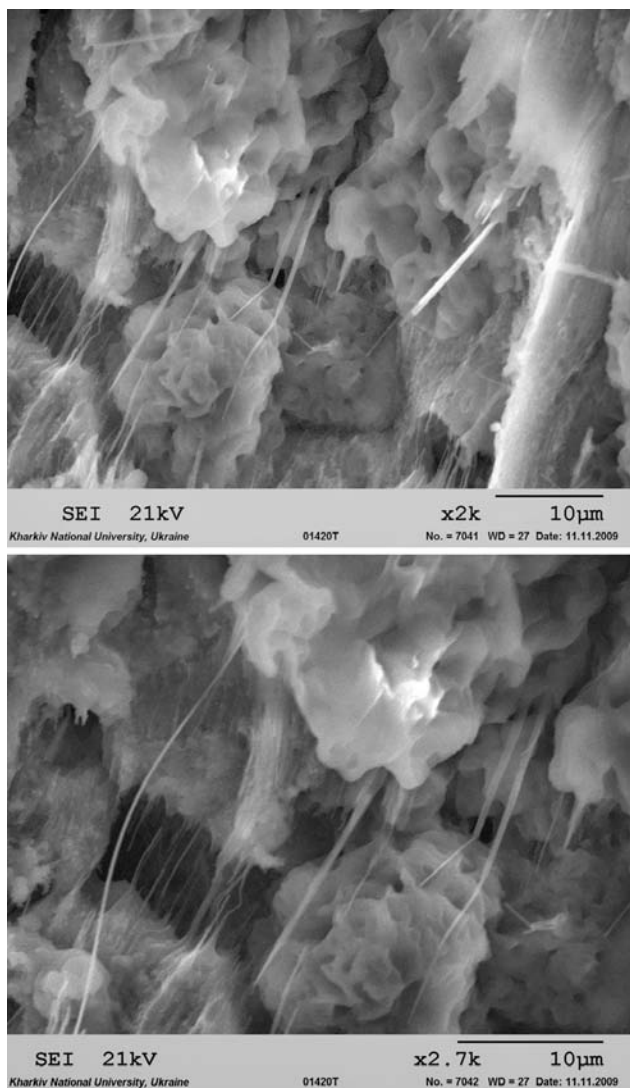


Рис.6. Вигляд волокнистих утворень в зразках сплаву 1420, деформованих у оптимальних умовах ВСНП. Скануючий електронний мікроскоп.

Аналіз рівноважної діаграми стану системи Al-Mg-Li [10,11] дає можливість передбачити, що в зразках можуть здійснюватися також і три перитектичні перетворення: при 488°: $(P + LiAl) \Leftrightarrow (\alpha_{Al} + MgLiAl_2)$; при 472°: $(P + MgLiAl_2) \Leftrightarrow (\alpha_{Al} + Mg_{17}Al_{12})$; при 456°: $(P + Mg_{17}Al_{12}) \Leftrightarrow (\alpha_{Al} + Mg_2Al_3)$. Ці перетворення в свою чергу також можуть бути причиною часткового плавлення сплаву при температурі випробувань.

На рис.7 і 8 наведені експериментальні дані, які свідчать про наявність Mg, C, O і Al у волокнах, які утворились у ході НПД зразка сплаву 01420T. Вони були одержані у результаті здійснення якісного енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу хімічного складу матеріалу, з якого складається волокно, поблизу місця закріплення волокна до стінки пори (біля основи волокна) та в його середній (однорідній) частині, відповідно. Оскільки на даному етапі досліджень не можливо знівелювати вплив наявності значного окислення поверхні волокон на точність визначення кількісного хімічного складу матеріалу, з якого складаються волокна, тому точно і надійно визначити вміст зазначених вище елементів у волокнах з використанням методів енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу нам не вдалося. Однак, на якісному рівні вдалось встановити, що концентрація Mg і Al в цих ділянках підвищена у порівнянні з їх середньою концентрацією в сплаві.

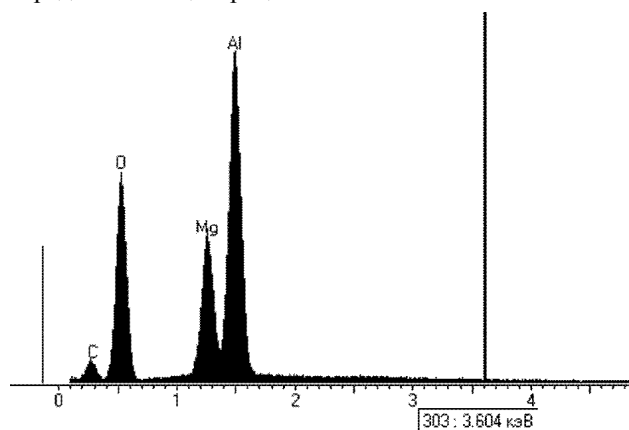


Рис.7. Енергетичні спектри C, O, Mg та Al від ділянки волокна зразка сплаву 01420T, яка розташована поблизу місця закріплення волокна до стінки пори (біля основи волокна).

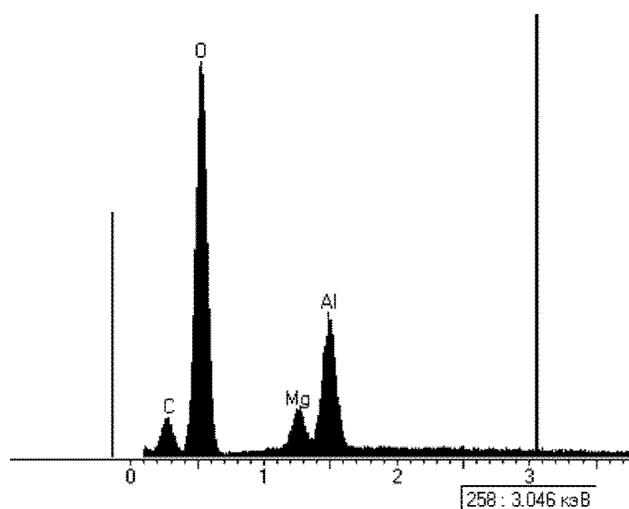


Рис.8. Енергетичні спектри C, O, Mg та Al від однорідної частини волокна зразка сплаву 01420T.

Дані щодо температурних умов прояву ВСНП зразками сплаву 01420T, факт утворення волокон у ході надпластичної течії зразків, а також наявність у волокнах підвищеної концентрації легуючих елементів, що знижують температуру плавлення сплаву, переконливо свідчать про те, що НПД цього сплаву при температурі $T = 520^{\circ}\text{C}$ розвивається за наявності рідкої фази на границях зерен.

Відомо [12], що вплив наявності металічного розплаву на механічні властивості твердого металу може проявлятися по-різному. В одних випадках спостерігається катастрофічна крихкість та різке зниження міцності, а в інших – полегшення здійснення пластичної деформації (ефект пластифікації). Вирішальну роль у цих процесах відіграють розтікання, просочування і міграція розплавленого матеріалу по поверхні меж зерен та міжзеренних пор і тріщин. Можна передбачити, що у випадку ВСНП зразків сплаву 01420T на кінетику цих процесів суттєвий вплив здійснюють такі чинники: в'язкість розплаву, наявність оксидних плівок на поверхні розплаву, на поверхнях зерен, пор і мікротріщин, а також наявність частинок дисперсних оксидних плен у розплаві. Відомо [13], що літій і магній збільшують оксидацію алюмінію. В [13] вказано на те, що в сплавах алюмінію з магнієм провідну роль в оксидації відіграє вже не алюміній, а магній, оскільки останній має більшу спорідненість до кисню. Подібним чином в алюмінієвих сплавах веде себе і літій [2]. Пленки оксиду MgO і сполуки Li_2CO_3 є крихкими і пухкими [13]. Вони значно гірше, ніж плівка оксиду Al_2O_3 , захищають сплав від подальшої оксидзації.

Виконані дослідження хімічного складу матеріалу, з якого складаються волокна, що утворилися у ході НПД зразків сплаву 01420T, дали можливість виявити у складі матеріалу, з якого складаються волокна, не лише магній, але й інші легкі елементи (O, C) (див. рис.7 і 8). Це дає підставу стверджувати, що оксидна плівка, яка присутня на поверхнях зламів зразків (див. рис.5) та на поверхні волокон (див. рис.6), складається із суміші оксидів MgO та Al_2O_3 . Напевно ця оксидна плівка також містить і сполуку Li_2CO_3 , яка також, зазвичай, утворюється при окисненні алюмінієво-літійових сплавів [2].

Відомо, що на рідкоплинність і в'язкість розплавів алюмінієвих сплавів суттєво впливає присутність в них дисперсних частинок, які складаються з оксидних плен [13,14,15]. У [15] вказується на те, що оксид алюмінію не змочується рідким алюмінієм та не розчиняється у ньому, тому частинки оксиду алюмінію, які мають більшу ніж у алюмінію густину, повинні досить швидко осідати на дно розчину і коагулювати.

Встановлено, що зі збільшенням ступеня забрудненості розплаву оксидами здійснюється зниження його рідкоплинності, тобто, фактично, збільшується його в'язкість [14]. Зниження

рідкоплинності алюмінію при збільшенні в ньому об'ємної частки оксидів, як вказано у [14,15], очевидно, пов'язано із зростанням внутрішнього тертя рідини, яка містить нерозчинні частинки, що призводить до зменшення швидкості течії цівки рідкого металу.

Очевидним є те, що для зразків досліджуваного сплаву 01420T, які проявили ВСНП, також характерна підвищена в'язкість розплаву завдяки тому, що літій і магній, які знаходяться на його поверхні приводять до утворення пухких оксидних плен, дисперсні частинки яких попадають у розплав. Крім оксидів у розплаві можуть бути присутні не повністю розчинені (оплавлені) інтерметалідні частинки, які містять магній та (або) літій, а також і не розчинені при температурі досліджень дисперсоїди Al_3Zr .

У ході НПД, котра здійснюється під впливом локальних нормальних напружень та напружень зсуву на межах зерен деформованого полікристалічного агрегату, дуже складно визначити яку форму будуть мати включення рідкої фази на міжкристалітних межах деформованих зразків.

Проведений аналіз даних структурних, рентгеноспектральних та фрактографічних досліджень, загальний вид морфології волокнистих утворень, а також наявність оксидних плен на поверхні зерен, що, як вказано в [82,83], не сприяє розтіканню розплаву по поверхні зерен, стінок пор і тріщин дають підставу передбачати, що в зразках досліджуваного сплаву 01420T підплавлений зернограничний матеріал у невеликій кількості знаходиться у вигляді ізольованих рідких включень у потрійних стиках та (або) у вигляді тонких прошарків (плен) на окремих границях зерен. Самі ж зразки у повній мірі зберігають властивості, які властиві твердому стану і містять велику кількість твердих потрійних стиків і твердих ділянок міжкристалітних границь. За наявності таких фазового складу і структурного стану зразків сплаву 01420T їх НПД буде здійснюватись за рахунок кооперованого розвитку деформаційних та акомодацийних, (у тому числі дифузійних), процесів у твердій і в рідкій фазах.

Узгоджена дія цих деформаційних та акомодацийних процесів, забезпечує прояв зразками сплаву 1420T ефекту ВСНП, стабільну на макрорівні течію зразків і досягнення ними значних відносних видовжень до зруйнування.

Висновки

Для сплаву 1420T визначені температурно-швидкісні умови деформування в режимі повзучості, при яких зразки цього сплаву проявляють ефект високотемпературної структурної надпластичності.

Встановлені оптимальні умови проявлення зразками сплаву 1420T ефекту високотемпературної структурної надпластичності. Це температура $T = 520^{\circ}\text{C}$ і напруження течії $\sigma = 5,5$ МПа. Максимальне відносне видовження зразка δ_{max} , надпластично

продеформованого до зруйнування в цих умовах, складає 650%.

У приповерхневих порах та тріщинах, які утворювались і розвивались в робочій частині зразків у ході надпластичної деформації, були виявлені волокнисті утворення, що свідчить про те, що під час деформування зразки сплаву 1420Т, імовірно, перебували у твердо-рідкому стані.

1. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы для авиакосмической техники. Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя.- К.: Наукова думка, (1998), 304с.
2. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. К.: Наукова думка, (1992), 192с.
3. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев, А.И. Письменная. *Металлофизика*, **12**, №1. 44 (1990).
4. С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, (1976) 272с.
5. Фрактография и атлас фрактографии. Справ. изд. Под ред. Дж.Феллоуза. Пер. с англ., М.: Металлургия, (1976), 489с.
6. Л.И. Миркин. Справочник по рентгеноструктурному анализу. М.: Гос. из-во физ. мат. лит. (1963), 863с.
7. И.Н. Фридляндер, В.С. Сандлер, Т.И. Никольская. *МиТОМ*, **5**, 2 (1971).
8. В.П. Пойда, В.В. Брюховецький, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, Д.Л. Воронов. *ФММ*, **103**, №4. 433 (2007).
9. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. *Acta. Mater.*, **44**, №2, 697 (1996).
10. Л.Ф. Мондольфо. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургия, (1979), 640с.
11. М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Э.С. Кандер и др. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния. Справочник. / Под ред. Н.А. Абrikосова. М.: Наука (1977), 226с.
12. И.И. Новиков. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, (1966), 299с.
13. В.И. Добышкин, Р.М. Габидулин, Б.А. Колачев, Г.С. Макаров. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. М.: Металлургия, (1976), 264с.
14. А.М. Корольков. Литейные свойства металлов и сплавов. М.: Наука, (1967), 199с.
15. О.И. Островский, В.А. Григорян, А.Ф. Вишкарев. Свойства металлических расплавов. М.: Металлургия, (1988), 304с.