

## Інтерметалід $Al_3Sc$ : температурна залежність механічних властивостей та особливості деформації

Ю. В. Мільман, О. А. Голубенко, І. В. Гончарова,  
М. О. Єфімов, В. В. Куприн, С. І. Чугунова

*Завдяки позитивному впливу інтерметаліду  $Al_3Sc$ , який утворюється при легуванні скандієм сплавів алюмінію, на механічні властивості цих сплавів представляє значний інтерес вивчення механічної поведінки цього інтерметаліду в широкому температурному інтервалі. Інтерметалід  $Al_3Sc$  отримано за допомогою технології швидкого охолодження з рідкого стану у вигляді плоскої пластини товщиною 1,85 мм. Для дослідження структури і механічних властивостей було задіяно рентгенофазовий аналіз, оптичну мікроскопію, сучасні методи інденування в інтервалі температур  $-196...615$  °С. Показано, що температурна залежність твердості  $Al_3Sc$  має немонотонний характер. В інтервалі температур  $450—550$  °С виявляється максимум, який можна розглядати як результат утворення “сидячих” конфігурацій дислокацій, що є типовим для ряду інтерметалідів. Виконаний термоактиваційний аналіз процесу пластичної деформації з визначенням енергії активації руху дислокацій, активаційного об'єму та параметрів деформаційного зміцнення показав, що механізм деформації інтерметаліду  $Al_3Sc$  є дислокаційним подібно до кристалів зі значною ковалентною складовою в міжатомному зв'язку.*

**Ключові слова:** інтерметалід  $Al_3Sc$ , твердість, температура, деформація.

### Вступ

Існує надзвичайно багато теоретичних і експериментальних робіт [1—4 та ін.], присвячених створенню найбільш високоміцних алюмінієвих сплавів системи Al—Zn—Mg (7075 і 7050 — за класифікацією США і В95 — за російською класифікацією). Здавалося, що подальше суттєве зростання міцності алюмінієвих сплавів неможливо, однак в останні два десятиріччя значні успіхи були досягнуті завдяки мікролегуванню алюмінію і його сплавів скандієм. Легування скандієм дозволило не тільки підвищити міцність і пластичність ряду сплавів, але й значно поліпшити зварюваність сплавів, їх оброблюваність, підвищити стабільність механічних властивостей при підвищених температурах, а також покращити корозійні властивості сплавів. Ефективнішим виявилось легування скандієм найбільш поширених сплавів системи Al—Mg та Al—Zn—Mg [5—7].

Оскільки сучасні сплави алюмінію це багатоконпонентні системи, легування скандієм має ряд специфічних особливостей для різних сплавів, пов'язаних із взаємодією скандію з іншими елементами, а також з необхідністю поєднати стандартну термомеханічну обробку з обробкою для прояву “скандієвого ефекту”. Унікальність впливу Sc на сплави Al пояснюється його електронною будовою. Скандій за фізико-хімічними властивостями є аналогом ітрію та рідкісноземельних елементів. При легуванні Al скандієм мають місце характерні риси, властиві легуванню перехідними металами: малий температурний інтервал кристалізації твердих

© Ю. В. Мільман, О. А. Голубенко, І. В. Гончарова, М. О. Єфімов,  
В. В. Куприн, С. І. Чугунова, 2012

розчинів (близько 5 °C); відносно низька, але цілком помітна розчинність в алюмінії; різке зниження розчинності зі зниженням температури; схильність до утворення пересичених твердих розчинів; уповільнення дифузійних процесів у твердому розчині Al. Маючи всі позитивні якості перехідних металів, які використовують при легуванні сплавів алюмінію [5, 8], скандій має і суттєві переваги у зв'язку з унікальними властивостями інтерметаліду  $Al_3Sc$ . Гратка  $L1_2$  інтерметаліду  $Al_3Sc$  ізоморфна гратці алюмінію при незначному (на 1,4%) перевищенні параметра гратки. Тому первинні частинки  $Al_3Sc$  мають найсильнішу модифікуючу дію при кристалізації легованих Sc алюмінієвих сплавів і призводять до подрібнення зеренної структури зливка. Вторинні частинки  $Al_3Sc$ , що випадають із пересиченого твердого розчину при термічній обробці, зберігають когерентний зв'язок з матрицею і дуже повільно ростуть. Виділення вторинних частинок  $Al_3Sc$  зумовлює найбільше питоме зміцнення алюмінієвої матриці в порівнянні з усіма елементами періодичної системи. Дійсно, приріст границі текучості алюмінію на 1% (ат.) Sc  $\Delta\sigma_s/\Delta c \approx 1000$  МПа/% (ат.), що значно перевищує вплив інших елементів. Наявність дисперсних когерентно пов'язаних з матрицею частинок  $Al_3Sc$  закріплює дислокаційні субграниці за механізмом, описаним у роботі [9], і сприяє формуванню в деформованих сплавах дрібної рівномірної комірчастої дислокаційної структури, якій притаманна висока термічна стабільність. Ці властивості  $Al_3Sc$  відкривають можливості для поліпшення комплексу властивостей сплавів термічною обробкою за рахунок гартівного та деформаційного старіння.

Позитивний вплив Sc на властивості сплавів алюмінію, як впливає з викладеного, носить комплексний характер. Так, добавки Sc не тільки підвищують границі текучості та міцності, і, як було показано в роботі [5], дозволяють зменшити розмір зерен у литому стані і у зварному шві, різко збільшують температуру рекристалізації у зв'язку із закріпленням субграниць дисперсними частинками другої фази. Підвищення зварюваності [10] обумовлене зменшенням як розміру зерна у зварному шві (як у литому металі), так і зони термічного впливу у зв'язку з високою температурою рекристалізації. У результаті знижується схильність до утворення гарячих тріщин при зварюванні, а механічні властивості звареного з'єднання при кімнатній температурі зростають.

В літературі [11—14] існує незначна кількість робіт, в яких розглянуто механічну поведінку та дислокаційну структуру інтерметаліду  $Al_3Sc$ . В цих роботах досліджено інтерметалід  $Al_3Sc$  після високотемпературного відпалу.

В даній роботі досліджували механічні властивості  $Al_3Sc$  після швидкого охолодження, що наближає його властивості до дисперсних первісних виділень цього інтерметаліду, які утворюються в швидко охолоджених Al—Sc сплавах. В зв'язку з позитивним впливом інтерметаліду  $Al_3Sc$  на механічні властивості сплавів алюмінію представляє значний інтерес вивчення механічної поведінки цього інтерметаліду в широкому температурному інтервалі.

### **Матеріали та методика дослідження**

У відповідності до подвійної діаграми стану металічних сплавів підготовлено шихту, до складу якої входив чистий алюміній (99,999%),

лігатура Al—20% Sc та металічний скандій. Первісний зливok інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  отримано дуговою плавкою в атмосфері очищеного аргону з використанням невитратного вольфрамового електроду із перевертанням і переплавленням не менш 10 разів для забезпечення гомогенності. Маса зливка становила 6 г. Далі з цього зливка отримали інтерметалід  $\text{Al}_3\text{Sc}$  у вигляді пласкої пластини товщиною  $h = 1,85$  мм за технологією швидкого твердіння з рідкого стану із застосуванням мідної виливниці.

Фазовий склад інтерметаліду досліджували на дифрактометрі ДРОН-УМ1 у  $\text{CuK}_\alpha$ -випромінюванні. Мікроструктуру вивчали за допомогою оптичного мікроскопа МІМ-10 після травлення зразків у водному розчині 3% (об.) HF. З урахуванням низькотемпературної крихкості інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  (до 500—600 °C) та значної вартості зразків механічні випробування виконані сучасними методами мікроіндентування [15—17]. Мікротвердість виміряли при кімнатній температурі на приладі ПМТ-3 з використанням пірамідальних алмазних інденторів Віккерса та Берковича при навантаженні 2 Н, твердість при низьких температурах (нижче кімнатної) — за допомогою спеціальної установки, що описана в роботі [18]. При вимірюванні зразки та індентор знаходились в охолоджувальній рідині. В якості охолоджувальної рідини використовували рідкий азот і суміш рідкого азоту з петроліїним ефіром. Твердість при підвищених температурах визначали у вакуумі при тиску  $10^{-3}$  Па на установці ВІМ-1, що описана в роботі [19]. Кожне значення твердості отримане в результаті усереднення 8—10 вимірів.

Характеристику пластичності  $\delta_H$  визначено методом індентування за методикою, розробленою в роботах [16, 17, 20], де було запропоновано визначати пластичність безрозмірним параметром, який дорівнює частині пластичної деформації в загальній пружнопластичній деформації при індентуванні:

$$\delta_H = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_p + \varepsilon_e} = 1 - \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon_t}, \quad (1)$$

де  $\varepsilon_p$ ,  $\varepsilon_e$  та  $\varepsilon_t$  — відповідно пластична, пружна і загальна деформації.

За методикою, розробленою в роботі [16], отримано деформаційну криву для інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  з використанням комплекту з 9 пірамідальних інденторів із різними кутами загострення при вершині від 45 до 85° (зміна кута загострення — дозволяє змінювати ступінь деформації під індентором від 2 до 30% загальної деформації  $\varepsilon_t$ ). Застосування кожного індентора дозволяє отримати одну точку на кривій деформації в координатах  $HM$ — $\varepsilon_t$  ( $HM$  — твердість за Мейером). Через те, що твердість  $HM$  є середнім контактним тиском і може бути перерахована на напруження текучості, отримана крива є аналогом кривої деформації  $\sigma$ — $\varepsilon_t$ . Перерахунок проводили за співвідношенням Тейбора [21]  $H \approx 3\sigma$ .

У роботі стосовно інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  була задіяна методика дослідження температурної залежності твердості для проведення термоактиваційного аналізу [22], яка раніш була успішно застосована для вивчення перехідних тугоплавких металів і ковалентних кристалів, яким притаманний високий рівень напруження Пайєрлса—Набарро, високе значення границі текучості при 0 К та різка температурна залежність напруження текучості.

### Експериментальні результати та їх обговорення

На рис. 1 та 2 наведено відповідно мікроструктуру та рентгенограму інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ . Завдяки використанню технології швидкого твердіння з рідкого стану отриманий інтерметалід має дрібний для литого стану розмір зерна  $d = 15\text{--}20$  мкм.

На рентгенограмі зразка отриманого сплаву спостерігаються лінії, що належать інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , але поряд з ними на спектрі присутні слабо інтенсивні лінії інтерметаліду ОЦК  $\text{Al}_2\text{Sc}$  (об'ємна частка  $\text{Al}_2\text{Sc}$  не перевищує 3%) та сліди ГЦК  $\text{Al}$ . Таким чином, механічні властивості сплаву, які було досліджено, визначаються саме  $\text{L1}_2$  інтерметалідом  $\text{Al}_3\text{Sc}$ .

Температурні залежності твердості  $HV$  та характеристики пластичності  $\delta_H$  інтерметаліда  $\text{Al}_3\text{Sc}$  в інтервалі  $-196\text{--}615$  °C наведено на рис. 3. Температурна залежність твердості має немонотонний характер, типовий для інтерметалідів [23]. Починаючи з 200 °C і нижче маємо збільшення твердості зі зниженням температури: при кімнатній температурі  $HV = 1920$  та 3250 МПа — при температурі рідкого азоту. На кривій  $HV(T)$  виявляється максимум в інтервалі 450—550 °C, який є типовим для ряду інтерметалідів і пояснюється утворенням “сидячих” конфігурацій дислокацій [23].

На рис. 3 також наведено значення твердості, яке отримане в роботі [11]. Ця величина декілька нижча за отриману в нашій роботі. Це може бути пояснено високотемпературним відпалом та підвищеним вмістом алюмінію в інтерметаліді  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , що було виявлено і в роботі [11]. Температурна залежність характеристики пластичності  $\delta_H$ , яка визначена

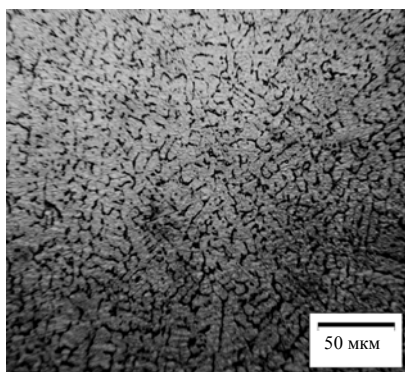


Рис. 1. Мікроструктура сплаву інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ .

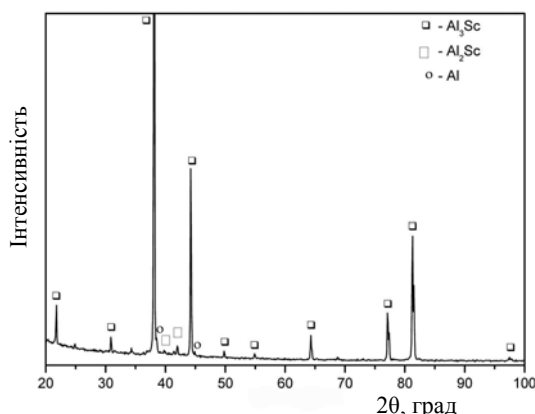
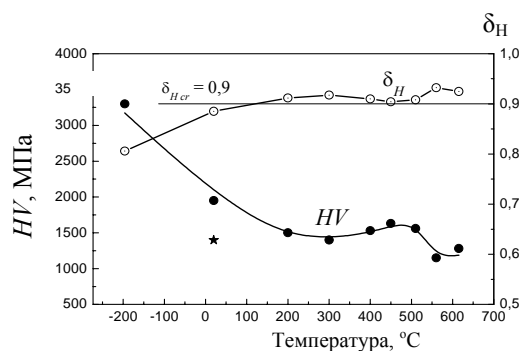


Рис. 2. Рентгенограма зразка сплаву інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ .

Рис. 3. Температурні залежності твердості (●) та характеристики пластичності  $\delta_H$  (○) для інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ . \* — твердість за даними роботи [11].



із вимірів твердості, також наведена на рис. 3. При температурі рідкого азоту  $\delta_H$  має найнижче значення і становить 0,81. У порівнянні з іншими інтерметалідами  $\delta_H$  для  $Al_3Sc$  при кімнатній температурі досить висока і становить 0,88, що і забезпечує його пластичність при стиску при кімнатній температурі [11]. Однак при розтягуванні цей інтерметалід поводить себе крихко. Висока пластичність  $Al_3Sc$  забезпечується його кубічною  $L1_2$  структурою, якій притаманна кристалографічна симетрія та велике число можливих систем ковзання [13]. При 200 °С  $\delta_H$  досягає критичного значення 0,9, вище цієї температури інтерметалід  $Al_3Sc$  стає пластичним, про що також свідчить і визначена характеристична температура деформації  $T^*$ , яка дорівнює  $\approx 743$  К (таблиця).

З використанням температурної залежності твердості  $Al_3Sc$  проведено термоактиваційний аналіз пластичної деформації та визначено енергію активації руху дислокацій  $U$ , активаційний об'єм  $V$ , критичне напруження текучості при 0 К  $\sigma_{кр}(0)$ , атермічну складову напруження текучості  $\sigma_a$ , характеристичну температуру деформації  $T^*$ , з якої при зниженні температури починає різко зростати напруження Пайєрлса—Набарро і, як наслідок, твердість. Ця температура за гомологічною шкалою визначається як  $t^* = T^*/T_{пл}$  ( $T_{пл}$  — температура плавлення), а також величина  $\alpha^* = U/kT_{пл}$ , що характеризує жорсткість кристалічної ґратки по відношенню до руху дислокацій. Активаційний об'єм обчислюється як

$$V = b^3 l s, \quad (2)$$

де  $l$  — відстань між нерухомими точками на лінії дислокації в одиницях вектора Бюргерса  $b$ ;  $s$  — відстань від рівноважного положення дислокації до вершини потенційного бар'єра в одиницях вектора Бюргерса  $b$  [24]. Значення  $\sigma_{кр}(0)$  отримують за допомогою лінійної екстраполяції низькотемпературної ділянки температурної залежності твердості або границі текучості на 0 К. Величина  $\sigma_a$  являє собою суму доданків, які не залежать або слабко залежать від температури.

### Параметри, отримані термоактиваційним аналізом процесу пластичної деформації інтерметаліду $Al_3Sc$ , у порівнянні з іншими матеріалами

Матеріал  $U$ , еВ  $V \cdot 10^{24}$ , см<sup>3</sup>  $\sigma_{кр}(0)$ , МПа  $\sigma_a$ , МПа  $T_{пл}$ , К  $T^*$ , К  $t^*$   $\alpha^*$   $b^3 \cdot 10^{24}$ , см<sup>3</sup>  $\delta_H$  при 20 °С

Ковалентні кристали										
Ge	1,6	95	2530	—	1210	990	0,83	15,3	64,0	0,42
Si	2,2	55,7	4600	—	1683	1370	0,82	15,1	57,5	0,49
ОЦК перехідні метали										
Cr	0,20	44	725	200	2200	440	0,20	1,05	15,6	0,95
W	0,49	57,5	1365	45	3653	675	0,18	1,556	20,6	0,91
ГЦК метал										
Al	0,093	2000	7,5	—	936	—	—	—	23,4	0,98
Інтерметалід										
$Al_3Sc$	0,25	48	1270	420	1600	743	0,40	1,8	24,4	0,88

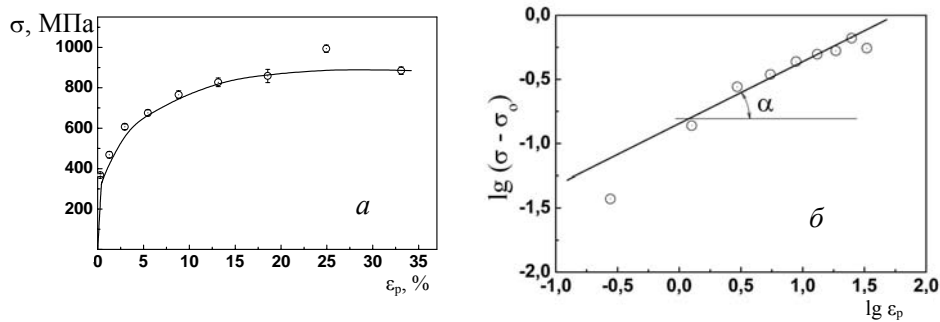


Рис. 4. Крива деформації  $\sigma$ — $\varepsilon_p$  (а) та ця ж крива в логарифмічних координатах (б) для інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  при кімнатній температурі (навантаження на індентор  $P = 2 \text{ Н}$ ).

Значення цих величин та характеристики пластичності  $\delta_H$  (при кімнатній температурі) наведено у таблиці. Для порівняння в таблиці також наведено аналогічні характеристики для чистого алюмінію, деяких ОЦК металів та ковалентних кристалів [22]. Результати розрахунку параметрів процесу пластичної деформації інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , отримані термоактиваційним аналізом, показали наступне. Величина активаційного об'єму досліджуваних сплавів близька до  $b^3$ , тобто механізм руху дислокацій у цих сплавах визначається напруженням Пайерлса—Набарро, як у ковалентних кристалах і ОЦК перехідних металах, що свідчить про велику частку ковалентної складової в міжатомному зв'язку. Енергія активації руху дислокацій становить 0,25 еВ, тобто такого ж порядку, як і для тугоплавких ОЦК металів, але значно нижче, ніж у ковалентних кристалах. Характеристична температура деформації  $t^*$  і параметр  $\alpha^*$  трохи вище, ніж для ОЦК металів, але також значно нижче, ніж для ковалентних кристалів. Крім того, необхідно відзначити, що  $\text{Al}_3\text{Sc}$  має високе значення атермічної компоненти напруження текучості  $\sigma_a$ , яке вище, ніж для нелегованих ОЦК перехідних металів. Ці особливості механізму деформації визначають досить різку залежність напруження текучості від температури [24].

На рис. 4, а наведено криву деформації для інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  в координатах  $\sigma$ — $\varepsilon_p$  при кімнатній температурі, яка побудована методом індентування. Отримана крива свідчить про наявність деформаційного зміцнення цього матеріалу. На рис. 4, б цю ж криву подано в логарифмічних координатах, де точки розташовані на прямій. Використовуючи рівняння Людвіка [25]

$$\sigma = \sigma_s + N\varepsilon_p^n \quad (3)$$

( $\sigma_s$  — нижня границя текучості;  $N$  — коефіцієнт деформаційного зміцнення;  $n$  — показник деформаційного зміцнення), визначено  $N$  та  $n$ .

Для  $\text{Al}_3\text{Sc}$  коефіцієнт деформаційного зміцнення  $N = 0,142 \text{ ГПа}$ , показник деформаційного зміцнення  $n = 0,485 \approx 0,5$ , тобто зміцнення має параболічну залежність від  $\varepsilon_p$ , що є типовим для дислокаційного механізму деформації.

### Висновки

За допомогою технології швидкого твердіння з рідкого стану із застосуванням устаткування для отримання аморфних металічних сплавів

одержано інтерметалід  $\text{Al}_3\text{Sc}$  з розміром зерна  $d = 15\text{—}20$  мкм, що має твердість 1,92 ГПа та характеристику пластичності  $\delta_H = 0,88$  при кімнатній температурі.

Вперше стосовно інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  була задіяна методика дослідження температурної залежності твердості для проведення термоактиваційного аналізу процесу пластичної деформації, яка раніш успішно була застосована для вивчення перехідних тугоплавких металів і ковалентних кристалів.

Виконане дослідження показало, що активаційний об'єм  $V = 48 \cdot 10^{-24}$  см<sup>3</sup> для інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  близький до  $b^3$ , тобто механізм руху дислокацій у цих сплавах визначається напруженням Пайєрлса—Набарро, як у ковалентних кристалах та перехідних ОЦК металах, що свідчить про велику частку ковалентної складової міжатомного зв'язку. Енергія активації руху дислокацій для  $\text{Al}_3\text{Sc}$  становить 0,25 еВ, тобто такого ж порядку, як і для тугоплавких ОЦК металів, однак значно нижче, ніж для ковалентних кристалів.

Отримано температурну залежність твердості масивного інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , яка має немонотонний характер. В інтервалі 450—550 °С виявляється максимум, який можна розглядати як результат утворення “сидячих” конфігурацій дислокацій, що є типовим для ряду інтерметалідів.

При кімнатній температурі побудовано криву деформації методом індентування інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$  і розраховано параметри його деформаційного зміцнення, значення яких відповідають дислокаційному механізму деформації цього інтерметаліду.

1. Фридландер И. Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. — М.: Металлургия, 1979. — 208 с.
2. *Aluminum and Aluminum alloys* // ASM Speciality Handbook / Ed. J. R. Davis. — ASM International, 1993. — 784 p.
3. Fridlyander I. N. Russian aluminum alloys for aerospace and transport applications // Mater. Sci. Forum. — 2000. — 331—337. — P. 921—926.
4. Елагин В. И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. — М.: Металлургия, 1975. — 247 с.
5. Milman Yu. V., Lotsko D. V., Sirko O. I. ‘Sc effect’ of improving mechanical properties in aluminum alloys // Mater. Sci. Forum. — 2000. — 331—337. — P. 1107—1112.
6. Лоцко Д. В., Мильман Ю. В., Ефимов Н. А. и др. Структура и механические свойства сплава Al—Zn—Mg, легированного скандием и цирконием // Металлофизика и новейшие технологии. — 1999. — 21, № 6. — С. 9—16.
7. Senkov O. N., Miracle D. B., Milman Yu. V. et al. Low temperature mechanical properties of scandium-modified Al—Zn—Mg—Cu alloys // Mater. Sci. Forum. — 2002. — 396—402. — P. 1127—1132.
8. Hyde K. B., Norman A. F., Prangell P. B. The effect of cooling rate on the morphology of primary  $\text{Al}_3\text{Sc}$  intermetallic particles in Al—Sc alloy // Acta Mater. — 2001. — 49. — P. 1327—1337.
9. Мильман Ю. В., Рябошапка К. П. К вопросу о рекристаллизации дисперсно-упрочненных сплавов // Физика металлов и металловедение. — 1971. — 32(5). — С. 998—1006.
10. Мильман Ю. В., Иващенко Р. К., Захарова Н. П. и др. Влияние добавок скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов и их сварных соединений // Электронная микроскопия и прочность металлов. — К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 1998. — Вып. 9. — С. 83—92.

11. *Schneibel J. H., George E. P.* Microstructure, compression and fracture behavior of  $Al_3Sc$  // *Scripta Metal. et Mater.* — 1990. — **24**. — P. 1069—1074.
12. *Fukunaga K., Shouji T., Miura Y.* Temperature dependence of dislocation structure of  $L1_2-Al_3Sc$  // *Mater. Sci. and Engin. A.* — 1997. — **239—240**. — P. 202—205.
13. *Harada Y., Dunand D.* Microstructure and hardness of scandium trialuminide with ternary rare-earth additions // *Mater. Sci. Forum.* — 2007. — **539—543**. — P. 1565—1570.
14. *Harada Y., Dunand D. C.* Creep properties of  $Al_3Sc$  and  $Al_3(Sc,X)$  intermetallics // *Acta Mater.* — 2000. — **48**. — P. 3477—3487.
15. *Milman Yu. V., Galanov B. A., Chugunova S. I.* Plasticity characteristic obtained through hardness measurement (overview No.107) // *Acta Metal. Mater.* — 1993. — **41(9)**. — P. 2523—2532.
16. *Galanov B. A., Milman Yu. V., Chugunova S. I. and Goncharova I. V.* Investigation of mechanical properties of high — hardness materials by indentation // *Superhard Mater.* — 1999. — **3**. — P.23—35.
17. *Milman Yu. V.* Plasticity characteristic obtained by indentation // *J. of Phys D: Appl. Phys.* — 2008. — **41**. — 074013 (9p.).
18. *Мильман Ю. В., Скляр О. Е., Удовенко А. П. и др.* Исследования в области измерений микротвердости // *Труды Ин-та метрологии СССР.* — М.—Л.: Стандарты. — 1967. — **91(151)**. — С. 167—169.
19. *Гудцов Н. Т., Лозинский И. Г.* Изучение процесса старения металлов и сплавов измерением твердости при нагреве в вакууме // *Журн. техн. физики.* — 1952. — **22(8)**. — С. 1249.
20. *Мильман Ю. В., Чугунова С. И., Гончарова И. В.* Пластичность, определяемая методом индентирования, и теоретическая пластичность материалов // *Изв. РАН. Серия физическая.* — 2009. — **73(9)**. — С. 1282—1289.
21. *Tabor D.* *The Hardness of Metals.* — Oxford: Clarendon Press, 1951. — 175 p.
22. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А.* Физические основы прочности тугоплавких металлов. — К.: Наук. думка, 1975. — 315 с.
23. *Гринберг Б. А., Иванов М. А.* Интерметаллиды  $Ni_3Al$  и  $TiAl$ : микроструктура, деформационное поведение. — Екатеринбург: УрО РАН, 2002. — 360 с.
24. *Мильман Ю. В., Трефилов В. И.* О физической природе температурной зависимости предела текучести // *Порошковая металлургия.* — 2010. — **7/8**. — С. 3—18.
25. *Ludwik P.* *Elemente der Technologyschen Mechanik.* — Berlin: Springer, 1999. — 157 p.

### **Интерметаллид $Al_3Sc$ : температурная зависимость механических свойств и особенностей деформации**

Ю. В. Мильман, А. А. Голубенко, И. В. Гончарова,  
Н. А. Ефимов, В. В. Куприн, С. И. Чугунова

*Благодаря положительному влиянию интерметаллида  $Al_3Sc$ , который образуется при легировании скандием сплавов алюминия, на механические свойства этих сплавов представляет значительный интерес изучение механического поведения этого интерметаллида в широком температурном интервале. Интерметаллид  $Al_3Sc$  получен с использованием технологии быстрого охлаждения из жидкого состояния в виде плоской пластины толщиной 1,85 мм. Для исследования структуры и механических свойств были задействованы рентгенофазовый анализ, оптическая микроскопия, современные методы индентирования в интервале температур  $-196...615$  °С. Показано, что температурная зависимость твердости  $Al_3Sc$  имеет немонотонный характер. В интервале температур  $450—550$  °С проявляется максимум, который можно*



рассматривать как результат образования “сидячих” конфигураций дислокаций, что является типичным для ряда интерметаллидов. Выполненный термоактивационный анализ процесса пластической деформации с определением энергии активации движения дислокаций, активационного объема и параметров деформационного упрочнения показал, что механизм деформации интерметаллида  $Al_3Sc$  является дислокационным, как и в кристаллах, со значительной ковалентной составляющей в межатомной связи.

**Ключевые слова:** интерметаллид  $Al_3Sc$ , твердость, температура, деформация.

### **Intermetallic $Al_3Sc$ : the temperature dependence of mechanical properties and deformation peculiarities**

Yu. V. Milman, O. A. Golubenko, I. V. Goncharova, M. O. Iefimov,  
V. V. Kuprin, S. I. Chugunova

*The study of the mechanical behavior of intermetallic compound  $Al_3Sc$  in a wide temperature range is of considerable interest due to the positive influence of the intermetallic  $Al_3Sc$  (which is formed with alloying by scandium of aluminum alloys) on the mechanical properties of these alloys. Intermetallic  $Al_3Sc$  was obtained by the technology of rapid solidification from the liquid state as a plate with thickness of 1,85 mm. X-ray analysis, optical microscopy, modern methods of indentation in the temperature range 615–196 °C were used to study of the structure and mechanical properties. It is shown that the temperature dependence of hardness of  $Al_3Sc$  is nonmonotonic. In the temperature range 450–550 °C it is shown a maximum, which can be viewed as the result of formation of sessile configurations of dislocation, which is typical for a number of intermetallic compounds. The thermoactivation analysis of the plastic deformation with the determination of the activation energy of dislocation motion, the activation volume and strain hardening was performed. It is shown that the intermetallic compound  $Al_3Sc$  deformation mechanism is dislocation like in the crystals with a significant covalent component of interatomic bonding.*

**Keywords:** intermetallic  $Al_3Sc$ , hardness, temperature, deformation.