

УДК 669.295

Давиденко О. А.
 Березіна А. Л.
 Спусканюк В. З.
 Гангало О. М.
 Касатка М. Г.
 Монастирська Т. А.
 Коваленко І. М.

ВПЛИВ КОМБІНОВАНОЇ ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ СИЛУМІНІВ

Силуміни широко використовуються в промисловості, особливо в автомобілебудуванні. Ці сплави з високим вмістом Si мають низький коефіцієнт термічного розширення, характеризуються високою зносостійкістю й жароміцністю. Однак, недоліком сплавів є низька міцність, пластичність, незадовільна оброблюваність різанням. Підвищення дисперсності Si фази обумовлює можливість поліпшення як технологічних, так й експлуатаційних характеристик сплавів.

Для подрібнення Si фази зокрема використовують методи інтенсивної пластичної деформації (ІПД). В роботі [1] з цією метою використовують гідроекструзію (ГЕ), у роботах [2–3] рівноканальне кутове пресування, у [4] – крутіння під високим тиском (КВТ). Але, на жаль, досі не досліджено вплив комбінованої обробки.

Метою даної роботи є дослідження змін структурного стану та властивостей доєвтектичного й заєвтектичного силумінів у залежності від умов ІПД сплавів.

В якості об'єктів дослідження були обрані доєвтектичний силумін (склад близький до промислового сплаву 356) і заєвтектичний, аналог промислового поршневого сплаву 390. Хімічні склади сплавів наведені в (табл. 1).

Таблиця 1

Хімічний склад сплавів (% ваг)

Сплав	Si	Cu	Mg	Ti	Fe
356*	7,17	0,088	0,32	0,011	0,184
390*	16,5	3,2	0,46	0,07	0,316

Злитки були виплавлені в електричній печі опору без контакту з матеріалами, що містять залізо.

Інтенсивну пластичну деформацію сплавів здійснювали методами прямої гідроекструзії (ГЕ), кутової гідроекструзії (КГЕ) і крутіння під високим тиском (КВТ) на установках розроблених в ДонФТІ НАН України [5–9]. Схеми установок представлені на рис. 1.

ІПД литих пруткових заготовок з вихідним діаметром 19 мм і довжиною ~ 70 мм проводили при кімнатній температурі. Деформація накопичувалася за рахунок комплексного використання прямої і кутової гідроекструзій (ГЕ + КГЕ). При КГЕ еквівалентна деформація складала ~ 1,15, а середня швидкість деформації ~ 0,5 с⁻¹.

Деформація крутінням під високим тиском проводилася на зразках діаметром 8 мм з товщиною 0,5 мм при рівні тиску 3 ГПа. Еквівалентна деформація складала ~ 2,66.

Структура зразків у вихідному стані й після ІПД аналізувалася методами металографічних, дюрOMETричних, волюметричних досліджень, скануючої електронної мікроскопії.

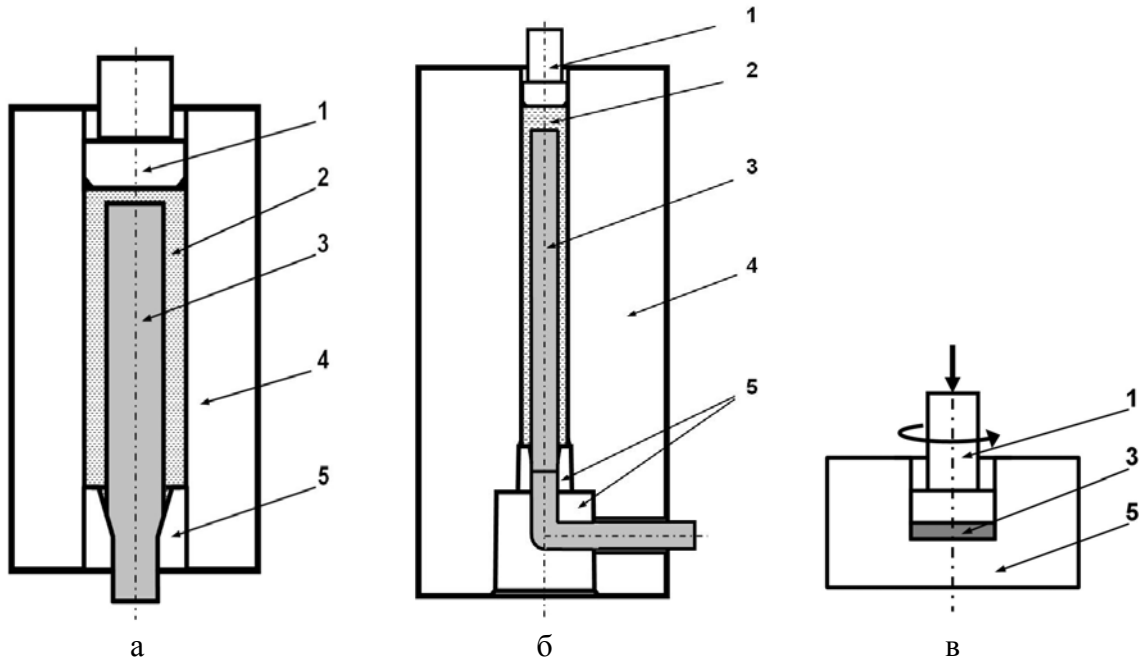


Рис. 1. Схеми установок для здійснення ПД методами ГЕ (а), КГЕ (б) і КВТ (в):
1 – пуансон; 2 – рідина; 3 – заготовка; 4 – контейнер; 5 – матриця

ПД доевтектичного Al-Si сплаву № 356*

Сплав № 356*, переплавлений у печі опору, піддавався інтенсивній пластичній деформації за схемою, яка наведена на рис. 2.

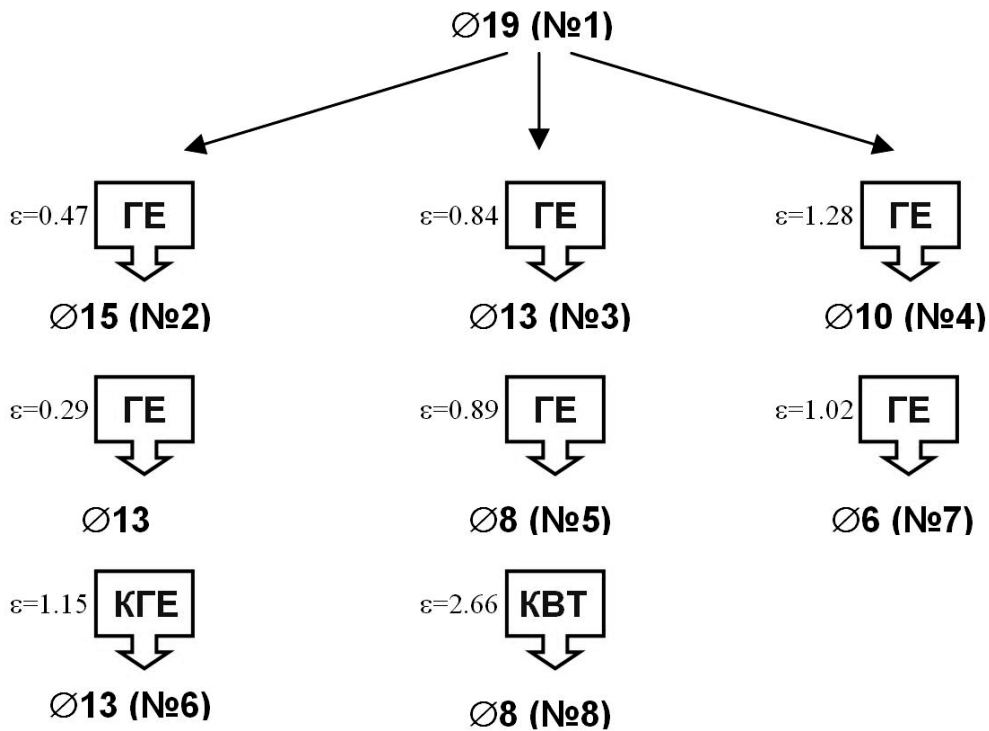


Рис. 2. Схема обробки злитка зі сплаву № 356*

Зразок № 6 після попередньої ГЕ й одного проходу КГЕ при кімнатній температурі зруйнувався на дві частини.

Режими ПД, величина сумарної накопиченої деформації ε_{Σ} , характеристики структурного стану після ПД: дендритний параметр D (D_1 – в центрі, D_2 – на периферії заготовки), розміри стрижнеподібних (d_{max}/d_{min}) і рівновісних d часток Si представлені в (табл. 2).

Таблиця 2

Параметри ПД і структурні характеристики сплаву

№ зразка	ПД обробка		Дендритн. параметр D , мкм	Розмір Si часток d_{max}/d_{min} , \bar{d} , мкм	Густина розподілу часток N_v , $1/cm^3$
	методи	ε_{Σ}			
1	—	—	D_1 20 D_2 35	135/3 40/2	—
2	ГЕ ($\varepsilon = 0,47$)	0,47	—	—	—
3	ГЕ ($\varepsilon = 0,84$)	0,84	13	—	—
4	ГЕ ($\varepsilon = 1,28$)	1,28	—	—	—
5	ГЕ ($\varepsilon = 0,84$) + + ГЕ ($\varepsilon = 0,89$)	1,73	12	6/1 $d = 2$	—
6	ГЕ ($\varepsilon = 0,47$) + + ГЕ ($\varepsilon = 0,29$) + + КГЕ ($\varepsilon = 1,15$)	1,91	10	—	—
7	ГЕ ($\varepsilon = 1,28$) + + ГЕ ($\varepsilon = 1,02$)	2,3	8	4 / 0,6 $d = 1,5$	—
8	ГЕ ($\varepsilon = 1,73$) + + КВТ ($\varepsilon = 2,66$)	4,4	—	$\bar{d}_1 = 0,8$ $\bar{d}_2 = 5$	$60 \cdot 10^9$ $2 \cdot 10^9$

Як видно з аналізу даних табл. 2 збільшення величини накопиченої деформації супроводжується зменшенням дендритного параметру, здрібнюванням стрижнеподібних Si часток і появою фракції дрібнодисперсних сфероїдизованих часток (рис. 3, а, б). При використанні КВТ повністю руйнується дендритна структура сплаву, зникають стрижнеподібні частки й спостерігається бімодальний розподіл рівновісних Si часток, хаотично розташованих у матриці (табл. 2, рис. 3, в).

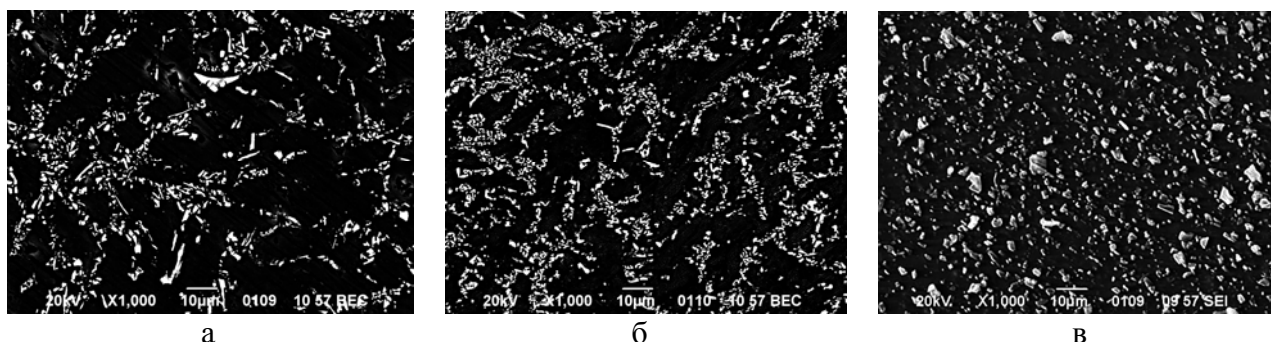


Рис. 3. Вплив ПД обробки на структуру зразків зі сплаву № 356*:

а – ГЕ, $\varepsilon_{\Sigma} \sim 1,73$ (№ 5); б – ГЕ, $\varepsilon_{\Sigma} \sim 2,3$ (№ 7); в – ГЕ + КВТ, $\varepsilon_{\Sigma} \sim 4,4$ (№ 8)

Зміна твердості й густини сплаву залежно від величини накопиченої деформації має немонотонний характер (рис. 4), спостерігається кореляція між зростанням твердості й падінням густини. З урахуванням того, що при розвиненій пластичній деформації колективні форми руху дислокацій незалежно від умов навантаження породжують однотипні структурні дефекти [10], можна припустити наявність стадійності у формуванні деформаційної структури.

Можливо, позначається також те, що рівень твердості сплавів, зміцнених методом ГЕ, залежить не тільки від ступеня накопиченої деформації, але й від деформаційної історії навантаження (при меншому рівні накопиченої деформації спостерігалися більш високі значення твердості).

Для того, щоб перевірити здатність сплавів, підданих ПД, до зміцнення в процесі старіння, зразки № 5, № 6, № 7 були ізохронно зістарені (2 години) при температурах 150, 175, 200 й 225 °С. При таких же режимах були зістарені зразки № 1, № 5, № 6, № 7 після гомогенізації протягом 8 годин при температурі 535 °С і загартування від цієї температури на повітрі. Зміна твердості залежно від температури старіння наведена на рис. 5.

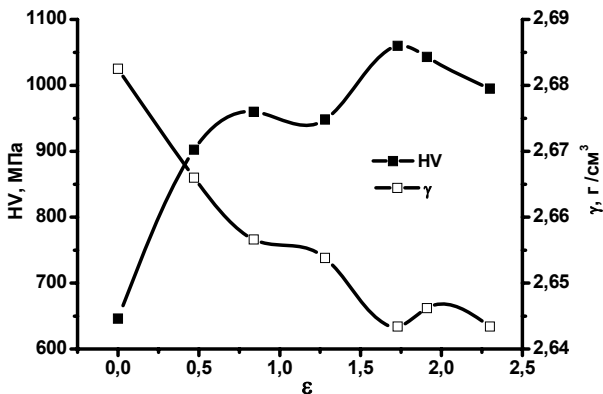


Рис. 4. Вплив величини накопиченої деформації на твердість і густину сплаву 356*

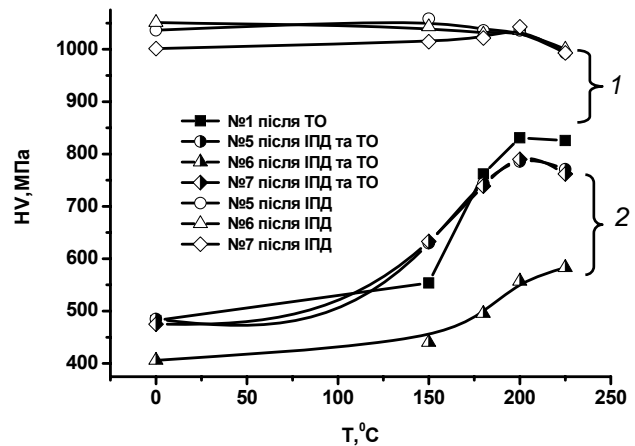


Рис. 5. Зміна твердості сплаву 356* при ізохронному старінні протягом 2 годин: 1 – зразків № 5, 6, 7 після ПД; 2 – зразків № 1, 5, 6, 7 після гомогенізації протягом 8 годин при температурі 535 °С і загартування на повітрі

З наведених даних випливає, що після ПД твердість зростає в 2 рази в порівнянні з гомогенізованим і загартованим станом і зберігає своє значення у всьому дослідженому температурному інтервалі старіння до 200 °С. Зміцнення за рахунок старіння після гомогенізації й загартування не забезпечує значень HV, отриманих після ПД. Найменше зміцнення при старінні спостерігається для зразка № 6, деформованого за схемою ГЕ + КГЕ, гомогенізованого й загартованого.

Якщо високотемпературна гомогенізація сприяє сфероїдизації часток кремнію у всіх досліджених зразках, то дендритна ліквіація усувається тільки після попередньої ПД $\epsilon_{\Sigma} = 2,3$ (зразок № 7, рис. 6, б). При використанні крутиння ліквіація відсутня вже у деформованому стані, без відпалу (рис. 3, в).

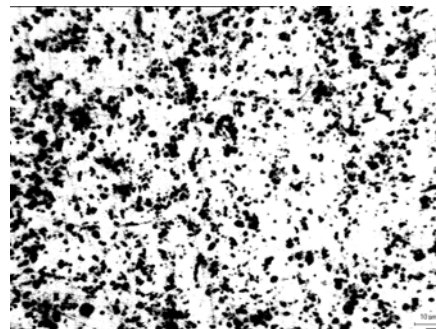


Рис. 6. Мікроструктура після гомогенізації при температурі 535 °С протягом 8 годин і загартування на повітрі:

а – зразок № 1; б – попередня ПД при $\epsilon_{\Sigma} = 2,3$

ПД заевтектичного Al-Si сплаву 390*

У заевтектичному сплаві Si присутній у вигляді рівноважних первинних часток, хаотично розташованих у матриці, й у вигляді стрижнеподібних часток евтектичного походження. Сплав 390* у вихідному стані має низьку пластичність ($\delta \approx 0,5\%$), тому інтенсивну пластичну деформацію при кімнатній температурі вдалося здійснити тільки за допомогою крутіння під високим тиском.

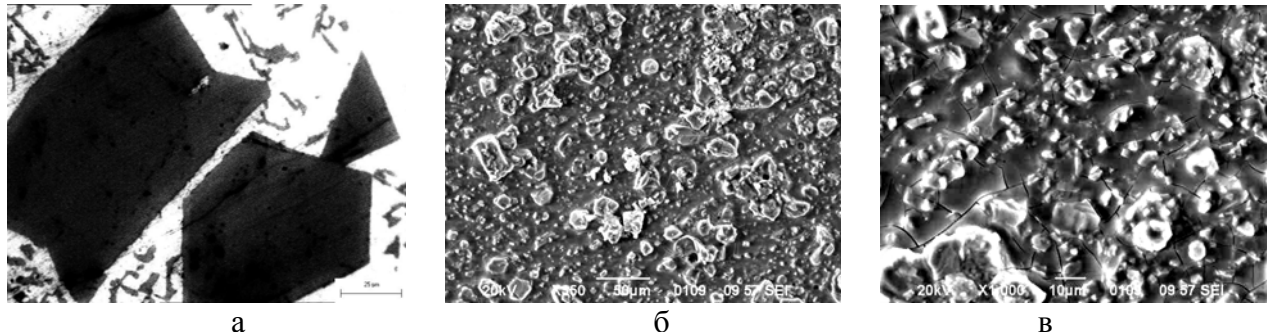
У табл. 3 наведені структурні параметри часток кремнію: 1) діаметр і густина розподілу первинних часток d, N_v ; 2) d_{max} , фактор форми $k = d_{max}/d_{min}$ і густина розподілу N_v стрижнеподібних евтектичних часток.

Таблиця 3

Вплив ПД обробки на параметри Si часток

Обробка	Первинні частки		Стрижнеподібні евтектичні частки		
	d , мкм	$\sim N_v$, 1/см ³	d_{max} , мкм	k	$\sim N_v$, 1/см ³
Плавлення в печі опору	70	$0,3 \cdot 10^6$	17	5	$4,5 \cdot 10^8$
КВТ $\varepsilon_{\Sigma} = 2,66$	6	$2000 \cdot 10^6$	1	1	$100 \cdot 10^8$

Після КВТ первинні частки Si подрібнюються до 6 мкм, евтектичні частки сфероїдизуються й зменшуються до 1 мкм (рис. 7). В окремих місцях спостерігається злипання первинних часток, утворення тріщин (рис. 7, в).

Рис. 7. Структура сплаву 390* у стані поставки (а) та після КВТ $\varepsilon \sim 2,66$ (б, в)

Твердість Al-Si сплавів після термомеханічної обробки

Зміна мікротвердості H_{μ} сплавів 356* й 390* при використанні КВТ наведена в табл. 4.

Таблиця 4

Мікротвердість сплавів після обробки H_{μ} , МПа

Сплав	Плавлення в печі опору	ПД	ПД + відпал 200 °С 2 години
356*	442	766 (ГЕ + КВТ, $\varepsilon_{\Sigma} \sim 4,4$)	766
390*	1028	1448 (КВТ, $\varepsilon_{\Sigma} \sim 2,66$)	1448

Зміцнення сплаву 356* після ГЕ + КВТ ($\varepsilon_{\Sigma} \sim 4,4$) менше, ніж після деформації за схемою ГЕ, ГЕ + КГЕ (рис. 5). Нагрівання сплавів після ПД при температурі старіння не приводить до зміни твердості.

ВИСНОВКИ

Застосування інтенсивної пластичної деформації при кімнатній температурі дозволяє на 100 % збільшити твердість доевтектичного й на 45 % заевтектичного силумінів, усунути дендритну ліквіацію в доевтектичному сплаві й значно зменшити розміри первинних часток.

Зміна твердості й густини доевтектичного сплаву залежно від величини накопиченої деформації має немонотонний характер, спостерігається кореляція між зростанням твердості й падінням густини.

Рівень твердості сплавів, зміцнених методом гідроекструзії, залежить не тільки від ступеня накопиченої деформації, але й від деформаційної історії навантаження (при меншому рівні накопиченої деформації спостерігалися більше високі значення твердості).

Нагрівання сплавів після інтенсивної пластичної деформації до 200 °С не приводить до зміни твердості зразків.

ЛІТЕРАТУРА

1. *The influence on the microstructure and extrudability of the IM processed hypereutectic Al-Si-X alloys* / H. G. Jeong, D. J. Yoon, E. Z. Kim, H. J. Park, K. H. Na // *J. Mater. Process. Tech.* – 2002. – № 130–131. – P. 438–443.
2. *Impact toughness of an ultrafine-grained AL-11 mass % Si alloy processed by rotary-die equal channel angular pressing* / Ma. A., Suzuki K., Nishida Y., et al. // *Acta Materialia.* – 2005. – № 53. – P. 211–220.
3. *Impact toughness of an ingot hypereutectic Al-23mass%Si alloy improved by rotary-die equal-channel angular pressing* / Ma. A., Suzuki K., Saito N., et al. // *Mater. Sci. Eng.* – 2005. – A 399. – P. 181–189.
4. *Particle and grain growth in Al-Si alloy during high-pressure torsion* / Zhilyaev A. P., Garcia-Infante J. M., Carreno F., Langdon T. G., Ruano O. A. // *Scripta Mater.* – 2007. – № 57. – P. 763–765.
5. Белошенко В. А. Теория и практика гидроэкструзии / В. А. Белошенко, В. Н. Варюхин, В. З. Спусканюк. – Киев : Наукова думка, 2007. – 247 с.
6. Спусканюк В. З. Новая технология получения прутков с наноструктурой / В. З. Спусканюк, А. А. Давиденко, И. М. Коваленко / *Материалы Международной конференции «Современное материаловедение: достижения и проблемы».* – Украина, Киев, 2005. – 226 с.
7. Spuskanyuk V. *Development of the equal-channel angular hydroextrusion* / V. Spuskanyuk, A. Spuskanyuk, V. Varyukhin // *J. Mater. Process. Tech.* – 2008. – 203 p.
8. Пристрій для зміцнення довгомірних прутків / Варюхин В. М., Спусканюк В. З., Давиденко О. А., Коваленко І. М. – Україна, № 83389, Бюл. № 13 (2008).
9. Пристрій для інтенсивної пластичної деформації матеріалів крутінням під високим тиском / Білошенко В. О., Касатка М. Г., Коваленко І. М., Спусканюк В. З., Чижко В. В. – Україна, № 31997, Бюл. № 8, (2008).
10. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В. В. Рыбин. – Москва : Металлургия, 1986. – 224 с.

- Давиденко О. А. – канд. техн. наук, наук. співробітник ДФТІ НАНУ;
Березіна А. Л. – канд. физ.-мат. наук, ст. наук. співробітник ІМФ НАНУ;
Спусканюк В. З. – д-р техн. наук, проф., ст. наук. співробітник ДФТІ НАНУ;
Гангало О. М. – аспірант ДФТІ НАНУ;
Касатка М. Г. – наук. співробітник ДФТІ НАНУ;
Монастирська Т. А. – мол. наук. співробітник ІМФ НАНУ;
Коваленко І. М. – провідний інженер ДФТІ НАНУ.

ДФТІ НАНУ – Донецький фізико-технічний інститут Національної академії наук України, м. Донецьк;

ІМФ НАНУ – Інститут металофізики Національної академії наук України, м. Київ.

E-mail: dav76@ukr.net
beres@imp.kiev.ua
vspusk@ukr.net
monast@imp.kiev.ua