

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 62.20.fq, 62.20.Qp, 81.20.Ny, 81.40.Lm

Микроструктура и механические свойства заэвтектического сплава Al–Si после интенсивной пластической деформации

В. З. Спусканюк, А. Л. Березина*, В. И. Дубоделов**, А. А. Давиденко, В. Н. Фиксен**, К. И. Слива, Т. А. Монастырская*, А. Н. Гангало

Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины, ул. Р. Люксембург, 72, 83115 Донецк, Украина

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

***Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, бульв. Акад. Вернадского, 34/1, 03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Выполнено исследование влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) на изменение структуры и свойств дисперсионно твердеющего заэвтектического Al–Si-сплава состава Al–16,5% Si–3,77% Cu. Использовалась комплексная термосиловая обработка в жидком состоянии (обработка расплава в магнитогидродинамической установке с использованием модификатора Cu–7% P) и в твёрдом состоянии (горячее прессование через S-образную угловую матрицу). После ИПД сплава в исходном литом состоянии и гомогенизированного сплава получена «квазиэвтектика», что позволило в разы повысить пластичность (до 5,9%). Старение способствовало росту прочности (до 459 МПа) при падении пластичности (до 0,6%).

Виконано дослідження впливу інтенсивної пластичної деформації (ПД) на зміну структури і властивостей дисперсійно зміцнюваного заэвтектичного Al–Si-стопу складу Al–16,5% Si–3,77% Cu. Використовувалося комплексне термосилове оброблення в рідкому стані (оброблення розтопу в магнітогідродинамічній установці з використанням модифікатора Cu–7% P) і в твердому стані (гаряче пресування через S-подібну кутову матрицю). Після ПД стопу у вихідному литому стані і гомогенізованого стопу одержано «квазіэвтектику», що уможливило в рази підвищити пластичність (до 5,9%). Старіння сприяло зростанню міцності (до 459 МПа) при падінні пластичності (до 0,6%).

The effect of severe plastic deformation (SPD) on the structure and proper-

ties of age-hardening hypereutectic Al–Si alloy is investigated. The composition of the studied alloy is Al–16.5% Si–3.77% Cu. Integrated thermoforce treatment of alloys in the liquid state (with melt treatment in the magneto-hydrodynamic apparatus using the Cu–7% P modifier) and in the solid state (with hot pressing through the S-shaped angular matrix) is used. A ‘quasi-eutectic’ structure is observed after SPD of the initial cast state and the homogenized state that allows increasing ductility (up to 5.9%). Ageing results in the increasing strength (up to 459 MPa) and in the reducing plasticity (down to 0.6%).

Ключевые слова: заэвтектические силумины, магнитогидродинамическая техника, термосиловая обработка расплава, интенсивная пластическая деформация, равноканальное угловое прессование.

(Получено 29 ноября 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Заэвтектические силумины из-за сочетания своих уникальных свойств (малого удельного веса, износостойкости, высокого сопротивления коррозии, низкого коэффициента теплового расширения) находят широкое применение в области общего машиностроения, автомобилестроения. Эти сплавы рассматриваются как наиболее перспективные материалы для космической техники и специального приборостроения. Существенным ограничением в их использовании является их низкая пластичность, хрупкость, которая обусловлена присутствием в сплаве грубых первичных частиц кремния. Количество, форма и характер распределения этих выделений в матрице контролируют все свойства в сплаве. Поэтому особое значение приобретают вопросы разработки различных методов воздействия на первичные выделения частиц Si.

В настоящее время с целью измельчения первичных частиц Si широко используются методы воздействия на расплав (перегрев, модифицирование, облучение ультразвуком) [1], быстрая кристаллизация (спиннингование, гранульная металлургия) [2]. Особый интерес вызывают возможности интенсивной пластической деформации (ИПД) [3].

Ранее выполненные нами исследования показали эффективность физического модифицирования за счет обработки расплава силуминов в магнитогидродинамической (МГД) установке [4]. На примере доэвтектического силумина была продемонстрирована целесообразность использования комплексной термосиловой обработки сплава как в жидком (МГД-обработка расплава), так и в твердом состоянии (использование интенсивной пластической деформации) [5, 6].

В данной работе была поставлена задача исследовать влияние

комплексной термосиловой обработки заэвтектического силумина на изменение структуры и свойств сплава.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования был выбран дисперсионно твердеющий заэвтектический Al-16,5% Si-3,77% Cu сплав, близкий по составу к промышленному поршневому сплаву 390.

Приготовление сплава и обработка в МГД-установке описаны в работе [4]. Расплавленный в электрической печи сопротивления сплав был залит в магнитодинамическую установку. Термосиловая обработка расплава была выполнена при 923–1073 К, скорость массового течения расплава в канал составляла 0,3–3,0 кг/с. Литые образцы были отлиты в кокиль. Температура заливки была 1013–1023 К, температура кокиля 493–508 К.

Образцы были получены в двух состояниях: после МГД-обработки (образцы серии А) и после совместного использования МГД-обработки и модификатора Cu-7% Р (образцы серии В). Использование модификатора позволяет на 15–20% уменьшить средний размер первичных частиц и на порядок увеличить плотность их распределения в матрице [4].

Интенсивная пластическая деформация заготовок диаметром 22 мм выполнялась при температуре 623–653 К методом равноканального углового прессования (РКУП) через S-образную угловую матрицу (рис. 1) [7].

Участки канала S-образной матрицы пересекаются под углом $\Phi = 120^\circ$. Калибровочный диск размещен ниже S-образной матрицы для калибровки заготовки с целью обеспечения благоприятных условий повторной операции РКУП. Многократное РКУП осуществлялось по методу «заготовка за заготовкой». С целью создания противодавления при прессовании первой заготовки использована специальная фальшзаготовка. Скорость прессования составляла 2 мм/мин. В качестве смазочного вещества при выполнении РКУП использовалась смесь на основе порошка графита.

Деформация выполнялась для образцов: а) в исходном литом состоянии, б) после гомогенизации при температуре 773 К в течение 6 часов при охлаждении на воздухе. Образцы перед старением калились от температуры гомогенизации с охлаждением в воде. Изохронное старение в течение 2 часов исследовалось в температурном интервале 420–520 К. Маркировка образцов после различного типа обработок приведена в табл. 1.

Металлографические исследования выполнялись на оптическом поляризационном микроскопе POLAM P-34 при увеличениях $\times 100$ –500. Использовался травитель — 10%-ый водный раствор HF, а также водные растворы солей KMnO_4 и NaOH. Определение разме-

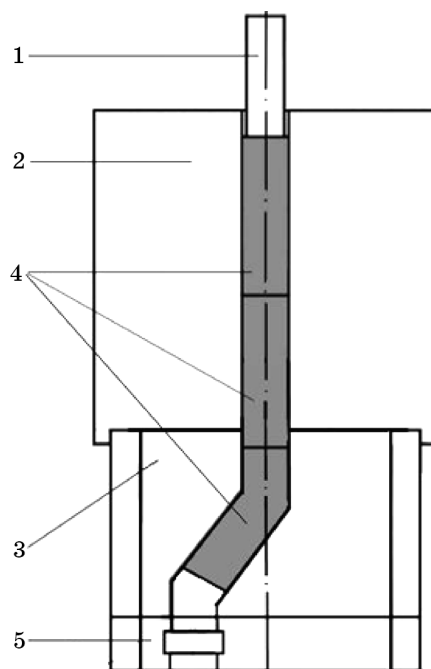


Рис. 1. Схема устройства для РКУП: 1 — пуансон, 2 — контейнер, 3 — матрица, 4 — заготовки, 5 — калибровочный диск.

ров частиц выполнялось с помощью анализатора изображений в автоматическом режиме. Величина выборки составляла > 1000 . По вариационному ряду была построена функция распределения плотности вероятности частиц Si по размерам. Были определены первые два момента распределения: средний размер частиц и дисперсия распределения.

Дюрометрические измерения выполнялись на твердомере по Виккерсу при нагрузке 5 кг. Механические испытания на растяжение выполнялись при комнатной температуре на образцах с диаметром рабочей части 3 мм и базовой длиной 15 мм при постоянной скорости штока 20 мм/мин.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктурное состояние сплава

3.1.1. Деформация сплава в исходном литом состоянии

Образцы после обработки в МГД-установке серий А и В были про-

ТАБЛИЦА 1. Маркировка образцов.

Обработка расплава	Термомеханическая обработка образцов					
	Исходный	Исходный + n РКУП	Исходный + n ·РКУП + зак. + старен.	Гомогенизация	Гомогенизация + n ·РКУП	Гомогенизация + n ·РКУП + зак. + старен.
МГД	A	A _n	A _n C	АГ	АГ _n	АГ _n C
МГД + Cu-7%P	B	B _n	B _n C	ВГ	ВГ _n	ВГ _n C

деформированы методом РКУП через S-образную угловую матрицу при температуре 623–653 К. Высокотемпературная деформация сопровождается процессами динамического старения с гетерогенным выделением стабильной Al₂Cu-фазы и процессами динамической рекристаллизации. Плотность сплава как в состоянии А, так и в состоянии В увеличивается с ростом числа проходов n РКУП, что свидетельствует о залечивании пор и несплошностей в литых образцах (рис. 2).

После деформации существенно изменяется морфология эвтектических частиц Si — их стержнеобразная форма изменяется на равноосную, т.е. ускоряются процессы коагуляции, наблюдается измельчение первичных частиц (рис. 3, а, б). Избыточные эвтектические и первичные частицы Si однородно распределены в матрице.

Для состояний сплава А, В₃ и АГ₃ были построены функции распределения частиц Si по размерам (рис. 4, а). Функции оказались бимодальными и были аппроксимированы двумя гауссовскими

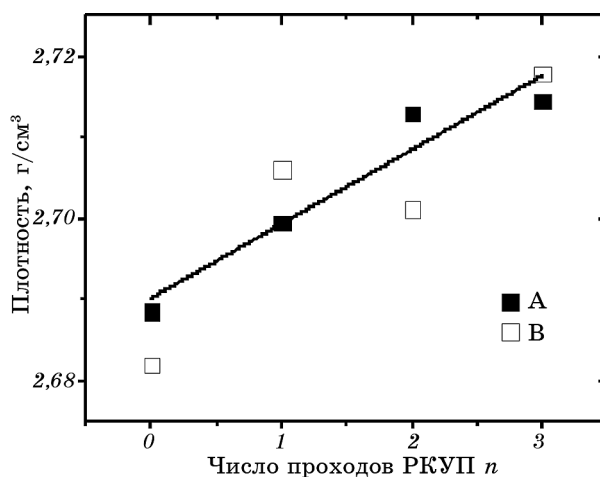


Рис. 2. Влияние числа проходов РКУП на плотность сплава в состояниях А и В.

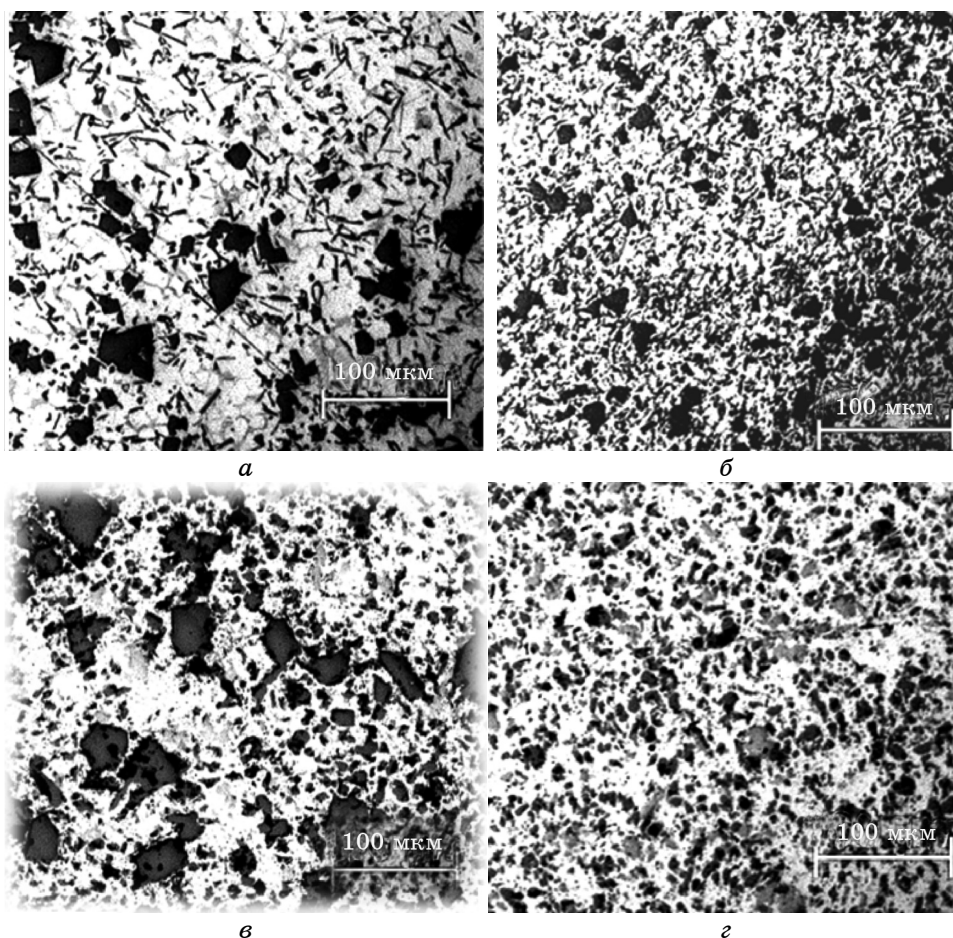


Рис. 3. Изменение микроструктуры под влиянием РКУП: исходное состояние В (*а*), после РКУП В₃ (*б*), гомогенизация АГ (*в*), после РКУП АГ₃ (*г*).

кривыми S_1 и S_2 . Пример разделения дублета для исходного состояния В приведен на рис. 4, б. Составляющая S_1 соответствует эвтектическим и S_2 первичным частицам Si.

Для состояний В, В₃ и АГ₃ были определены характеристики составляющих дублета: средний размер (\bar{d}_1 и \bar{d}_2), дисперсия распределения (Δ_1 и Δ_2), а также соотношение площадей кривых S_1/S_2 , которое пропорционально соотношению объемной доли эвтектических и первичных частиц (табл. 2).

Как следует из данных, приведенных в таблице 2, наиболее дисперсное состояние достигается в образце В₃, т.е. после 3 проходов РКУП сплава, модифицированного Cu-7% P в магнитодинамической установке. В этом случае наблюдается наиболее узкое распре-

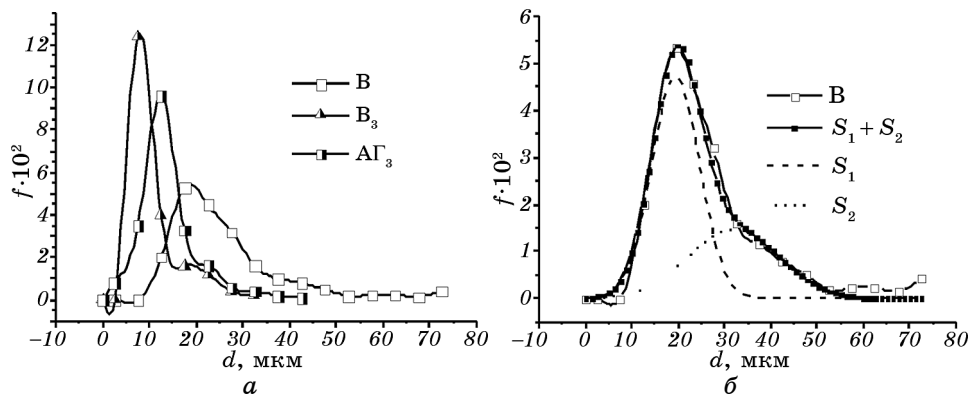


Рис. 4. Кривые распределения плотности вероятности частиц Si по размерам: зависимость распределения от термомеханической обработки сплава (а), разделение бимодальной кривой распределения для состояния В на составляющие S_1 (для эвтектических частиц Si) и S_2 (для первичных частиц Si) (б).

деление (дисперсия $\Delta_1 = 3 \text{ мкм}$) при наименьшей объёмной доле первичных частиц и наименьших средних значениях размеров эвтектических и первичных частиц Si, т.е. формируется «квазиэвтектическое» состояние сплава.

3.1.2. Деформация сплава в гомогенизированном состоянии

Для устранения ликваций в сплаве по Си был выполнен длительный высокотемпературный отжиг при температуре 773 К в течение 6 часов. В процессе гомогенизации в сплаве происходят как процессы коалесценции, в результате чего структура огрубляется, так и процессы коагуляции, следствием чего является сфероидизация эвтектических частиц (рис. 3, в). В процессе деформации формируется однородная структура из диспергированных частиц Si, которая по морфологии подобна «квазиэвтектике» (рис. 3, г). Однако, из анализа кривых распределения частиц по размерам двух «квазиэвтектик» (табл. 2), образованных после деформации литого сплава B_3

ТАБЛИЦА 2. Параметры функции распределения частиц Si по размерам.

Образец	\bar{d}_1 , мкм	Δ_1 , мкм	\bar{d}_2 , мкм	Δ_2 , мкм	S_1/S_2
В	20	11	33	20	2
B_3	9	3,3	18	12	3,7
$A\Gamma_3$	13	6	21	17	2

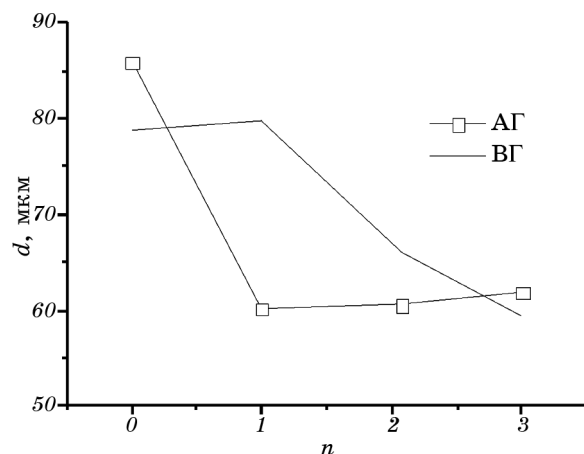


Рис. 5. Влияние числа проходов РКУП на величину максимальных размеров первичных частиц Si.

и деформации гомогенизированного AG_3 , следует, что более дисперсной и однородной является «квазиэвтектика» V_3 . Следует отметить, что в состоянии АГ функции распределения частиц по размерам после деформации для AG_1 , AG_2 , AG_3 совпадают, т.е. состояние теряет чувствительность к количеству проходов. Точно такая же закономерность наблюдается и для зависимости максимальных размеров первичных частиц Si от числа проходов РКУП, в отличие от состояния ВГ (рис. 5).

Деформация РКУП в любом состоянии способствует не только измельчению частиц Si, но и приводит к измельчению зеренной

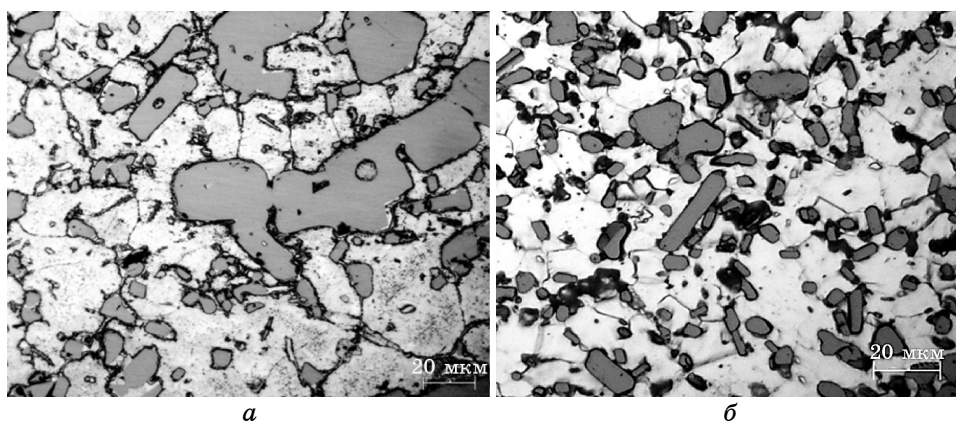


Рис. 6. Влияние РКУП на зеренную структуру сплава в состоянии А: исходное состояние АГ (а), после деформации AG_3 (б).

структуры. Так для состояния АГ (см. рис. 6) средний размер зерен составляет 45 мкм, а после 3 проходов РКУП уменьшается до 15 мкм. Частицы Si, в основном, имеют равноосную форму и декорируют границы зерен.

После горячей деформации в образцах АГ и ВГ полностью происходит распад с выделением неупрочняющей равновесной Al_2Si -фазы, и сплав теряет способность к упрочнению в процессе старения. Для образования пересыщенного твердого раствора по Si и восстановления способности к упрочнению сплавы были закалены от температуры 773 К в воду.

3.2. Влияние старения на прочностные свойства образцов, деформированных РКУП

Для закаленных образцов AG_n и BG_n , где $n = 1, 2, 3$, были построены изохроны твердости (рис. 7) в температурном интервале 423–523 К при старении в течение 2 часов.

Для состояния сплава AG_n изохроны не зависят от числа проходов (рис. 7, а), максимум упрочнения выше и смещен в сторону меньших температур по сравнению с состоянием BG_n (рис. 7, б). Для состояния AG_n $HV_{max} \cong 1,68$ ГПа при температуре 448 К, а для BG_n эти параметры составляют $HV_{max} \cong 1,50$ ГПа при температуре 475 К. Температурное смещение максимума к меньшим температурам свидетельствует о большем пересыщении матрицы медью после закалки из состояния AG_n , что обеспечивает большую объемную долю упрочняющей метастабильной θ' -фазы и, соответственно, прирост упрочнения.

Для выполнения механических испытаний были выбраны режимы старения, соответствующие максимальному упрочнению (рис. 7): старение в течение 2 часов при температуре 448 К для AG_3 и при

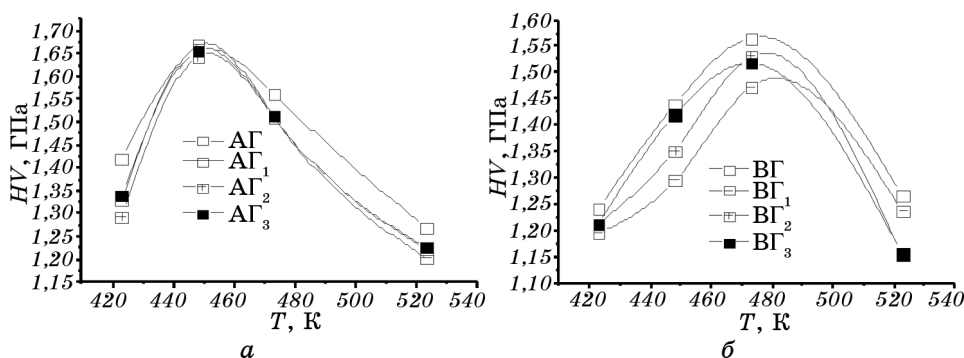


Рис. 7. Влияние числа проходов РКУП на изохроны твердости для образцов серии А (а) и серии В (б).

ТАБЛИЦА 3. Механические свойства сплава после термомеханической обработки.

Маркировка образцов	Предварительная термообработка	Число n проходов РКУП	T зак., К	T старения, К	σ_b , МПа	δ , %
В	–	–	–	–	252	0,94
В ₃	–	3	–	–	302	5,9
В ₃ С	–	3	773	473	397	0,6
ВГ	гомогенизация	–	–	–	102	0,6
ВГ ₃	гомогенизация	3	–	–	219	2,9
АС	–	–	773	448	313	1,2
АГ ₃ С	гомогенизация	3	773	448	459	0,6

температуре 473 К для ВГ₃. В таблице 3 приведены результаты механических испытаний.

Как следует из приведенных данных, деформация РКУП как в исходном литом состоянии, так и после гомогенизации способствует значительному росту пластичности. Для литого состояния отношение $\delta_{В_3}/\delta_В$ составляет 6 раз, для гомогенизированного $\delta_{ВГ_3}/\delta_{ВГ}$ составляет 4,8 раза. Прочностные свойства при этом увеличиваются на 20% и на 115% соответственно. В соответствии с полученными микроструктурными данными резкое увеличение пластичности связано с формированием «квазиэвтектики» (рис. 3, б, г) после РКУП. Причем наиболее благоприятной для повышения пластичности является дисперсная микроструктура В₃ (табл. 2), сформированная после деформации сплава, расплав которого был модифицирован Си–7% Р в МГД-установке.

Старение приводит к падению пластичности до 0,6% независимо от способа предварительной обработки расплава, что связано с выделением стабильной Al₂Си-фазы на границах зерен и на поверхности частиц Si в процессе старения [8].

4. ВЫВОДЫ

1. Показано, что методом равноканального углового прессования через S-образную угловую матрицу с использованием способа деформирования «заготовка за заготовкой» обеспечивается технологическая пластичность заготовок эвтектического Al–16,5% Si–3,77% Си сплава. За счет противодействия и интенсивной сдвиговой деформации достигается эффективная проработка структуры материала.

2. Использование комбинированного термосилового воздействия на расплав в МГД-установке и последующего равноканального углово-

го прессования в литом или гомогенизированном состояниях позволяет существенно измельчить первичные частицы Si и сформировать «квазиэвтектику» со средним размером 10–15 мкм, что сопровождается ростом пластичности материала в $\cong 5$ –6 раз.

3. Максимальное упрочнение при старении достигается для сплава, предварительно обработанного в МГД-установке без модифицирования и продеформированного 3 проходами РКУП после гомогенизации, пластичность при этом падает до 0,6%.

Работа выполнена в рамках бюджетной темы 022/11-Б и при частичной финансовой поддержке конкурсного проекта 92/13-Н «Влияние термосиловой обработки на структуру, термическую стабильность, физические и механические свойства алюминиевых и железных сплавов» ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Р. Эллиот, *Управление эвтектическим затвердеванием* (Москва: Металлургия: 1987).
2. В. И. Добаткин, В. И. Елагин, В. М. Федоров, *Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы* (Москва: ВИЛС: 1995).
3. A. Ma, K. Suzuki, N. Saito, Y. Nishida, M. Takagi, I. Shigematsu, and H. Iwata, *Mater. Sci. Eng. A*, **399**: 181 (2005).
4. A. L. Berezina, T. A. Monastyrskaya, V. I. Dubodelov, O. O. Segida, and V. N. Fixsen, *11th Inter. Conf. of Aluminium Alloys ICAA-11 (September 22–26, 2008, Aachen)*, vol. 1, p. 470.
5. О. А. Давиденко, А. Л. Березина, В. З. Спусканюк, О. М. Гангало, М. Г. Касатка, Т. А. Монастырська, І. М. Коваленко, *Обработка материалов давлением*, **21**, № 2: 141 (2009).
6. V. Dubodelov, V. Fikssen, M. Slazhniev, M. Goryuk, I. Skorobagatko, A. Berezina, T. Monastyrskaya, O. Davydenko, and V. Spuskanyuk, *Proc. of the 8th International Pamir Conference on Fundamental and Applied MHD (September 5–9, 2011, Borgo)*, vol. 2, p. 659.
7. V. Beloshenko and V. Spuskanyuk, *Int. J. Mater. Chem.*, **2**, No. 4: 145 (2012).
8. А. Л. Березина, В. И. Дубоделов, Т. А. Монастырская, В. Н. Фиксен, Н. А. Слажнев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 5: 651 (2011).

REFERENCES

1. R. Elliott, *Upravlenie Evteticheskim Zatverdevaniem* (Moscow: Metallurgiya: 1987) (Russian translation).
2. V. I. Dobatkin, V. I. Elagin, and V. M. Fedorov, *Bystrozakristalizovannyye Alyuminievyye Splavy* (Moscow: VILS: 1995) (in Russian).
3. A. Ma, K. Suzuki, N. Saito, Y. Nishida, M. Takagi, I. Shigematsu, and H. Iwata, *Mater. Sci. Eng. A*, **399**: 181 (2005).
4. A. L. Berezina, T. A. Monastyrskaya, V. I. Dubodelov, O. O. Segida, and V. N. Fixsen, *11th Inter. Conf. of Aluminium Alloys ICAA-11 (September 22–26, 2008, Aachen)*, vol. 1, p. 470.

5. O. A. Davydenko, A. L. Berezina, V. Z. Spuskanyuk, O. M. Gangalo, M. H. Kasatka, T. A. Monastyrskaya, and I. M. Kovalenko, *Obrabotka Materialov Davleniem*, **21**, No. 2: 141 (2009) (in Ukrainian).
6. V. Dubodelov, V. Fiksen, M. Slazhniev, M. Goryuk, I. Skorobagatko, A. Berezina, T. Monastyrskaya, O. Davydenko, and V. Spuskanyuk, *Proc. of the 8th International Pamir Conference on Fundamental and Applied MHD (September 5–9, 2011, Borgo)*, vol. **2**, p. 659.
7. V. Beloshenko and V. Spuskanyuk, *Int. J. Mater. Chem.*, **2**, No. 4: 145 (2012).
8. A. L. Berezina, V. I. Dubodelov, T. A. Monastyrskaya, V. N. Fiksen, and N. A. Slazhnev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 5: 651 (2011) (in Russian).