

УДК 669.715'721'782

**О. В. Бердова-Башура, Е. Л. Прач\*, А. И. Трудоношин,  
К. В. Михаленков**

Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

\*Технический университет Дармштадта, Дармштадт

## **ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si**

*Исследовано влияние химического состава и термической обработки на микроструктуру и механические свойства Al-Mg-Si-Mn сплавов, отлитых в кокиль. Структура сплавов в литом и термообработанном состоянии изучены на сканирующем и просвечивающем электронных микроскопах. Химический состав фаз определяли при помощи ЛРСА анализа. Для всех состояний измеряли твердость, микротвердость и предел прочности. Установлено, что механические свойства сплавов меняются с изменением количества эвтектики и избыточных элементов (магния и кремния), а также процессы, протекающие во время старения сплавов, приводят к улучшению механических свойств.*

**Ключевые слова:** Al-Mg-Si-Mn сплавы, избыточный магний, избыточный кремний, микроструктура, механические свойства.

*Досліджено вплив хімічного складу і термічної обробки на микроструктуру і механічні властивості Al-Mg-Si-Mn сплавів, відлитих у кокиль. Структура сплавів в литому і термообробленому стані вивчали на скануючому і трансмісійному електронних мікроскопах. Хімічний склад фаз визначали за допомогою ЛРСА аналізу. Для всіх станів вимірювали твердість, микротвердість і границю міцності. Встановлено, що механічні властивості сплавів змінюються зі зміною кількості евтектики та надлишкових елементів (магній і кремній), а також процеси, які відбуваються під час старіння сплавів, призводять до покращення механічних властивостей.*

**Ключові слова:** Al-Mg-Si-Mn сплави, надлишковий магій, надлишковий кремній, микроструктура, механічні властивості.

*Effects of chemical composition and heat treatment on microstructures and mechanical properties of cast Al-Mg-Si-Mn alloys were investigated. The as-cast and heat treated alloys were investigated by microhardness, macrohardness and tensile stress measurements, scanning and transmission electron microscopy and energy dispersive X-ray analysis. It was observed that mechanical properties changes with the eutectic and excess elements vary. Heat treatment leads to the increase of all mechanical properties of alloys, which are the result of several processes.*

**Keywords:** Al-Mg-Si-Mn alloys, extra Mg, extra Si, microstructure, mechanical properties.

### *Вступление*

**Н**есмотря на развитие современных материалов (металлические стекла, квазикристаллы, керамика и пенометаллы), традиционные алюминиевые сплавы остаются одними из основных конструкционных материалов и продолжают привлекать внимание исследователей.

Основной движущей силой развития алюминиевых сплавов является растущая необходимость в облегчении веса конструкций, повышении экономичности и экологичности производства деталей в автомобильной промышленности. Именно это определяет прогресс в развитии новых технологий литья и разработке новых сплавов, адаптированных к таким процессам, как литье под низким и высоким давлением, тиксо- и рео-литье. При этом основным направлением в поиске новых составов сплавов является их универсальность и возможность получения высоких механических свойств в условиях использования различных технологий литья.

Высокие литейные свойства, коррозионная стойкость, высокие механические характеристики литейных сплавов системы Al-Si с добавками магния, меди и марганца позволяют использовать их при получении различных деталей автомобилей [1]. Уникальность литейных силуминов состоит в том, что отливки из них могут быть получены практически всеми известными литейными технологиями. Однако они достигают своих наивысших механических свойств только после термической обработки, что повышает цену их производства.

Одним из наиболее существенных достижений в области разработки новых алюминиевых сплавов является создание серии литейных сплавов, содержащих в себе принципиально новое сочетание элементов. Вместо классической композиции Al-7 % Si-0,3 % Mg (AK7) в новых сплавах фазовые равновесия смещены в область, обогащенную магнием – система Al-Mg-Si. Следует отметить, что среди всех выпускаемых полуфабрикатов из деформируемых сплавов, наиболее распространенными (сплавы серии 6XXX) [2, 3] являются на основе системы Al-Mg-Si.

Избыточный магний в системе Al-Mg<sub>2</sub>Si сдвигает точку эвтектики в сторону богатую алюминии. Авторы [4-6] считают, что избыток магния в Al-Mg<sub>2</sub>Si сплавов может способствовать образованию первичных кристаллов Mg<sub>2</sub>Si и показывают, что увеличение магния уменьшает объемную долю α-Al матрицы и увеличивает объемную долю Al-Mg<sub>2</sub>Si эвтектики. Аналогичное поведение сплавов с избыточным магнием наблюдалось авторами работ [7-9].

Избыточный кремний в композитах на основе алюминия влияет на диффузию магния и кремния в алюминии. Увеличение содержания избыточного кремния в композитах Al-Mg<sub>2</sub>Si-Si приводит к увеличению интервала кристаллизации [10]. Известно, что избыточный кремний имеет положительный эффект на механические свойства сплавов, подвергнутых искусственному старению [11-13].

*Цель исследования* – установить закономерности изменения структуры сплавов Al-Mg-Si в зависимости от химического состава и после термической обработки.

### *Методика проведения эксперимента*

Химический состав сплавов приведен в таблице 1.

Опытные плавки проводили в печи сопротивления в графитовом тигле емкостью 250 г. В качестве исходных материалов использовали алюминий высокой чистоты (99,997), лигатуры AlSi25, AlMn26, AlMg50.

В перегретый до 720 °С алюминий добавляли поочередно предварительно подогретую до 350 °С кремниевую, марганцевую лигатуры. Магниевую лигатуру вводили последней, погружая навеску под зеркало расплава графитовым колокольчиком. После ввода лигатуры расплав продували аргоном в течение 10 мин. После продувки металл заливали в стальную прямоугольную форму с комнатной температурой. Были получены слитки с размером 160x25x17 мм и массой около 0,25 кг. Из центра слитков вырезали кубические образцы размером 10x10x10 мм для последующих механических испытаний и исследований структуры.

Серия образцов была обработана по режиму T6 [4], который включает гомогенизацию при температуре 570 °С в течение 60 мин, закалку в воду при комнатной температуре и искусственное старение при температуре 175 °С (табл. 2). Температура нагрева под закалку была выбрана на основании результатов калориметрических исследований [14]. Старение проводилось сразу после закалки.

Исследования структуры проводились с использованием сканирующего элек-

**Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов, %мас.**

Сплав	Mg	Si	Mn	Fe	Ti	Cu	Zn	Комментарии
LP	6,0	0,4	0,6	0,3	0,1	0,1	0,1	Al-1Mg <sub>2</sub> Si-5Mg
LP1	7,0	1,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-3Mg <sub>2</sub> Si-5Mg
LP2	7,0	2,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-6Mg <sub>2</sub> Si-3Mg
M	5,0	2,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-6Mg <sub>2</sub> Si-1Mg
LP3	7,0	3,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-9Mg <sub>2</sub> Si-1Mg
LP4	7,0	4,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-10,5Mg <sub>2</sub> Si-0,5Si
LP5	7,0	5,0	0,6	0,02	0,1	0,05	0,05	Al-10,5Mg <sub>2</sub> Si-1,5Si
AK7	0,3	6,9	0,02	0,2	-	0,05	0,05	Al-7Si

**Таблица 2. Химический состав зерна  $\alpha$ -Al сплавов серии LP (ЛРСА)**

Сплав	Отношение Mg/Si	Химический состав, %мас.					
		O	Mg	Al	Si	Mn	Fe
LP (Л*)	15,0	0,93	5,35	93,10	-	0,59	0,03
LP (ТО**)		0,85	5,63	92,93	-	0,56	0,03
LP1 (Л)	7,0	0,94	4,33	94,81	0,21	0,55	0,06
LP1 (ТО)		0,95	5,83	92,56	0,11	0,54	-
LP2 (Л)	3,5	1,13	3,02	94,97	0,34	0,55	-
LP2 (ТО)		1,06	3,70	94,52	0,12	0,58	0,02
M (Л)	2,5	0,67	1,90	96,57	0,34	0,50	0,02
M (ТО)		0,58	1,87	96,70	0,32	0,51	0,02
LP3 (Л)	2,2	0,91	2,41	95,74	0,40	0,52	0,04
LP4 (ТО)		1,13	2,40	95,57	0,34	0,51	0,04
LP4 (Л)	1,8	1,06	2,01	95,90	0,52	0,51	-
		0,81	0,90	97,11	0,68	0,51	-
LP5 (Л)	1,4	1,05	1,76	95,96	0,65	0,51	0,06
LP5 (ТО)		1,31	0,75	95,97	1,41	0,55	0,01

\* - литое состояние, \*\* - сплав после термообработки

тронного микроскопа «JEOL JSM 7600F» и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) PHILIPS CM-30 при ускоряющем напряжении 250 кВ. Определение химического состава фаз и распределения элементов проводили методом локального рентгеноспектрального анализа (ЛРСА).

Измерение твердости проводили на тестовой машине Бринелля с шариком диаметром 2,5 мм и нагрузкой 62,5 кг в течение 10 с. Испытания микротвердости – на полированных нетравленных шлифах на микротвердомере Duramin-2 (Struers, Дания). Измерения микротвердости по Виккерсу HV проводили для зерен  $\alpha$ -Al с использованием нагрузки 0,05 кгс в течение 10 с.

Измерение прочности на разрыв проводилось на разрывной машине INSTRON 5582 с использованием плоских образцов, приготовленных по стандарту EN ISO 6892-1.

## Результаты

На рис. 1 представлена литая структура исследуемых сплавов. Микроструктура всех образцов (за исключением LP) состоит из первичных зерен  $\alpha$ -Al, окруженных эвтектическими колониями (Al)+(Mg<sub>2</sub>Si). Эвтектика имеет пластинчатую морфологию, первичные кристаллы Mg<sub>2</sub>Si, форму правильного октаэдра и расположены в центрах эвтектических колоний. Количество Mg<sub>2</sub>Si в сплаве LP для формирования эвтектики недостаточно.

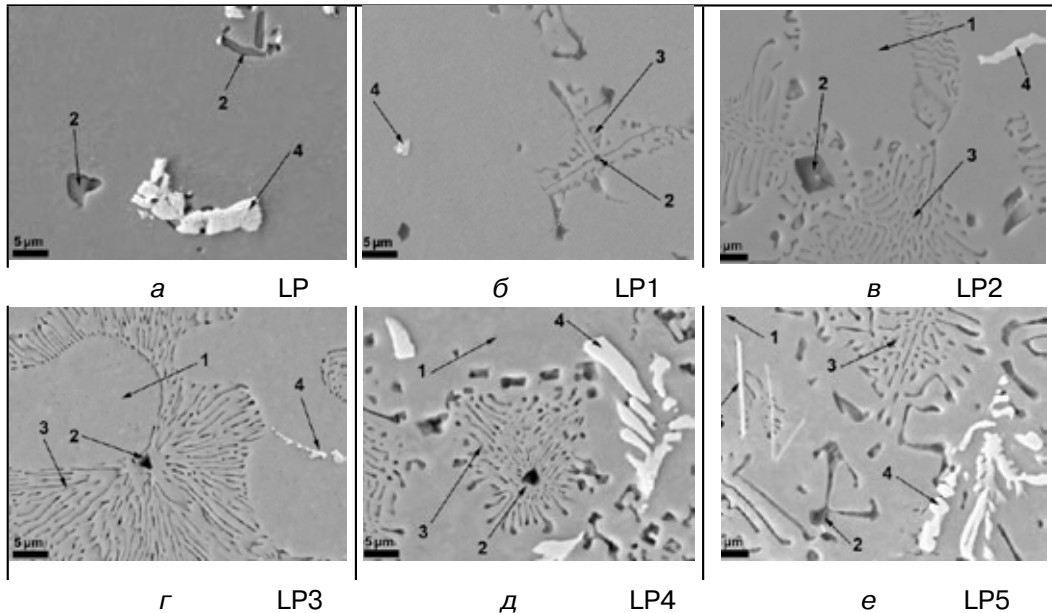


Рис. 1. Микроструктуры исследуемых сплавов в литом состоянии. 1 – матрица  $\alpha$ -Al; 2 – первичная фаза Mg<sub>2</sub>Si; 3 – эвтектика Al-Mg<sub>2</sub>Si; 4 – марганецсодержащие фазы Al<sub>6</sub>(Mn,Fe),  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Mn,Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>,  $\beta$ -Al<sub>5</sub>(Mn,Fe)Si; 5 – марганцево-кремниевая  $\delta$ -Al<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>(Mn,Fe)

### Распределение элементов. Зерно $\alpha$ -Al

Твердый раствор  $\alpha$ -Al во всех сплавах серии LP содержит магний, кремний и марганец (табл. 2). Как известно, растворимость магния в алюминии составляет 1,4 %, и кремния – 0,4 %, при комнатной температуре.

В данной серии сплавов содержание магния и кремния в твердом растворе меняется с вариацией соотношения Mg/Si в сплавах (табл. 2). При избытке магния соотношение составляет более 2, а кремния – менее 2. Для всех сплавов содержание марганца в твердом растворе  $\alpha$ -Al  $0.56 \pm 0.03$  %мас. Присутствие незначительного пика кислорода в ЛРСА-спектре объясняется тенденцией алюминия и магния к окислению при приготовлении образцов.

В процессе гомогенизации происходит распределение всех элементов по зерну и повышается содержание избыточного элемента (магния или кремния) в  $\alpha$ -Al матрице. Исключением являются сплавы M и LP3, в которых концентрация магния и кремния в твердом растворе меняется незначительно, что может быть связано с соотношением Mg/Si, которое в этих сплавах близко к стехиометрическому.

### Mn и Si-содержащие фазы

Из-за плохой растворимости, железо и кремний образуют с алюминием в Al-Mg-Si сплавах игольчатые интерметаллические включения (рис. 2, а), которые снижают прочность и пластичность сплавов. Для нейтрализации негативного эффекта [12-13] Fe-содержащей фазы, сплавы дополнительно были легированы 0,6 %мас. Mn.

Авторами [12] сообщалось, что в сплаве с номинальным составом Al-7Mg-5Si %мас. образуется две эвтектики (Al-Mg<sub>2</sub>Si и Al-Si). Тем не менее, эвтектики Al-Si, не было обнаружено в сплаве LP5 с номинальным составом Al-7Mg-5Si-Mn (рис. 2, е

## Кристаллизация и структурообразование сплавов

и 3, г). Избыток кремния с марганцем и железом образуют несколько типов Mn-содержащих фаз в представленных сплавах (рис. 1, 2, а-в).

Как показали проведенные исследования, добавление 0,6 %мас. Mn в сплав с номинальным составом Al-7Mg-3Si улучшает его механические свойства в среднем на 30 % (рис. 2, г).

Морфология Mn-содержащих фаз, наблюдаемых во всех сплавах, показана на рис. 1, 2. Их химический состав и стехиометрия представлены в табл. 3. Эти фазы могут быть идентифицированы как  $Al_8(Mn, Fe)$ ,  $\alpha-Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ ,  $\beta-Al_5(Mn, Fe)Si$ ,  $\delta-Al_4(Mn, Fe)Si_2$ . Как можно видеть из рис. 2 и табл. 3, термообработка способствует переходу метастабильных фаз в стабильное состояние [15-16].

### Эвтектика

ЛРСА-спектр ламелей, исключая алюминий из количественного состава, дал результат очень близкий к стехиометрии  $Mg_2Si$ . ЛРСА -спектры межламельного

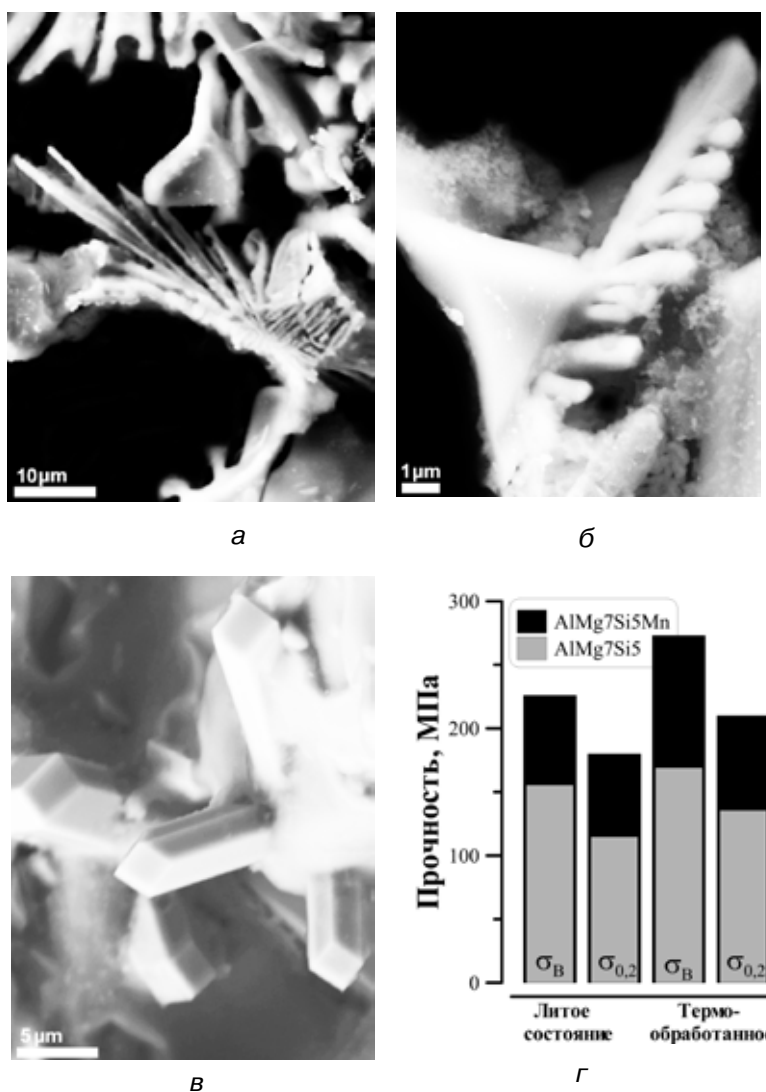


Рис. 2. Влияние марганца на структуру и свойства сплавов Al-Mg-Si: а – морфология игольчатой фазы  $\alpha-Al_{12}Fe_2Si$  в сплаве AlMg7Si<sub>3</sub>; б – морфология стабильной марганцевой фазы  $\alpha-Al_{12}(Mn, Fe)_2Si$ ; в – морфология нестабильной игольчатой фазы  $(\delta-Al_4(Mn, Fe)Si_2)$ ; г – влияние легирования марганцем на предел прочности и предел текучести сплава AlMg7Si<sub>3</sub>

Таблица 3. Состав Mn-содержащих фаз в сплавах (ЛРСА)

Стехиометрия фазы	Сплав	Химический состав, %мас.						
		O	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Al <sub>6</sub> (Mn,Fe) Al <sub>8</sub> (Mn,Fe)	LP	1,40	0,76	73,24	0,13	16,05	8,27	0,15
	LP1	1,60	1,80	70,78	1,09	16,20	8,51	0,02
	LP2 (Л)	2,07	2,20	70,38	1,03	16,40	7,86	0,06
α-Al <sub>15</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> , α-Al <sub>12</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si (стабильная фаза, рис. 2, в)	LP2 (ТО)	0,89	0,66	65,58	5,56	17,77	9,37	0,17
	М (Л)	1,82	0,86	70,51	5,53	13,11	7,84	0,32
	М (ТО)	1,00	1,08	70,76	5,83	13,45	7,50	0,39
	LP3 (Л)	1,73	0,74	66,50	4,85	14,28	11,30	0,60
	LP3 (ТО)	1,53	0,67	69,70	4,78	13,31	9,91	0,10
δ-Al <sub>4</sub> (Mn,Fe)Si <sub>2</sub> (нестабильна фаза, рис. 2, б)	LP4 (Л)	1,52	1,06	60,39	26,77	7,65	2,20	0,42
	LP5 (Л)	1,10	0,74	58,12	21,29	16,77	1,66	0,32
β-Al <sub>5</sub> (Mn,Fe)Si (стабильная фаза)	LP5 (Л)	0,49	0,22	59,18	11,86	25,13	2,42	0,71
	LP4 (Л)	0,82	0,62	62,02	10,43	21,80	3,94	0,37
	LP4 & LP5 (ТО)	1,59	4,00	58,50	11,65	21,86	2,29	0,11

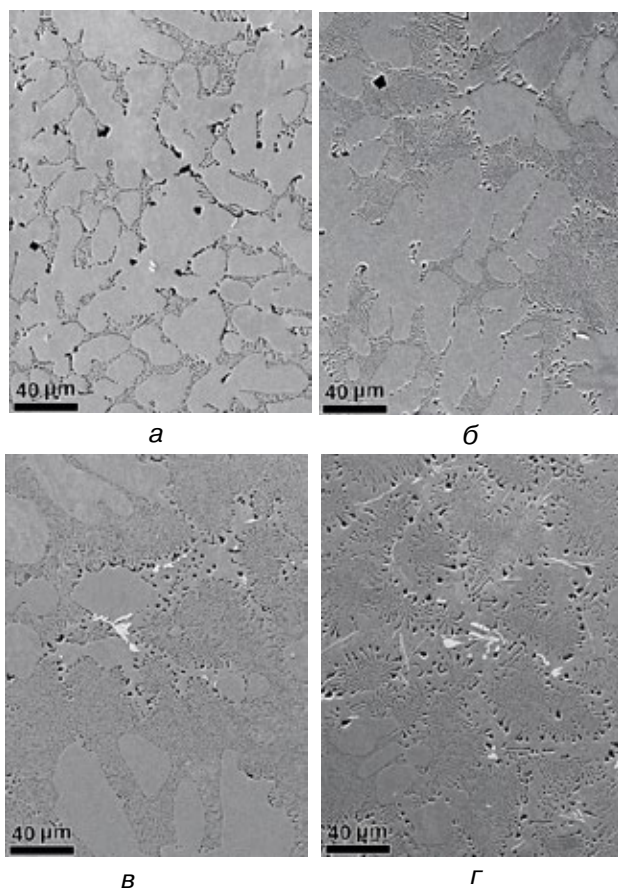


Рис. 3. Объемная доля Al-Mg<sub>2</sub>Si эвтектики: а – сплав М; б – сплав LP2; в – сплав LP4; г – сплав LP5

расстояния показали повышенны содержания магния и кремния по отношению к матрице α-Al.

С увеличением доли Mg<sub>2</sub>Si в Al-Mg<sub>2</sub>Si сплавах объем эвтектической фракции Al-Mg<sub>2</sub>Si возрастает [17].

С увеличением количества магния в системе Al-Mg<sub>2</sub>Si точка эвтектики смещается в сторону с более низкой концентрацией Mg<sub>2</sub>Si, объем α-Al уменьшается, а объем эвтектики Al-Mg<sub>2</sub>Si увеличивается (рис. 3, а, б).

Увеличение количества кремния в сплавах Al-Mg<sub>2</sub>Si также смещает точку эвтектики в сторону богатой алюминием. Объем первичного α-Al уменьшается. В сплаве LP5 с 1,5 %мас. избыточного кремния, твердый раствор α-Al практически исчезает, а объемная доля Al-Mg<sub>2</sub>Si эвтектики достигает максимума, при отсутствии эвтектики Al-Si (рис. 3, в, г).

*Механические свойства*

Результаты исследований твердости и испытаний на растяжение приведены на рис. 4. В результате гомогенизации НВ и HV<sub>0,05</sub> значительно уменьшаются

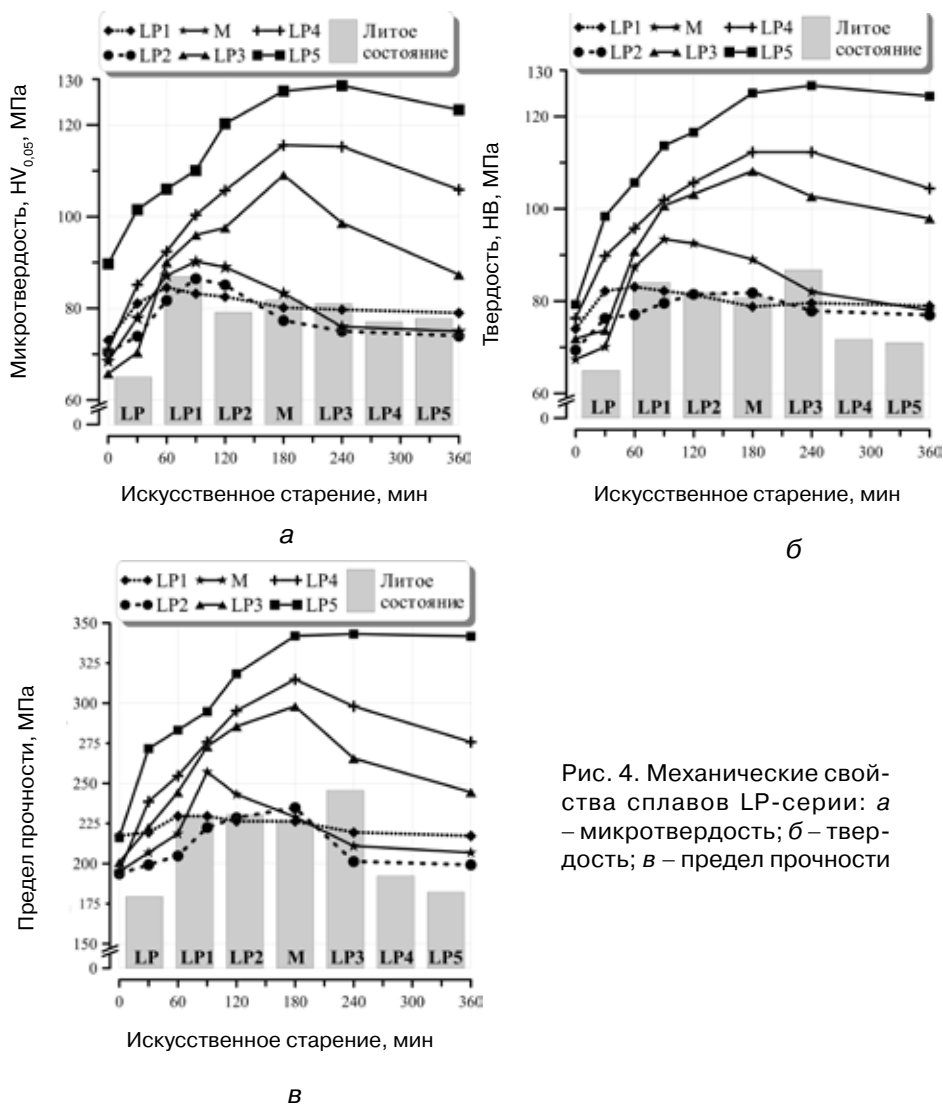


Рис. 4. Механические свойства сплавов LP-серии: а – микротвердость; б – твердость; в – предел прочности

(за исключением сплава LP5). А искусственное старение приводит к увеличению всех механических свойств исследуемых сплавов. Изменения в процессе термообработки являются результатом нескольких процессов, которые протекают при нагревании.

Первый процесс – это сфероидализация эвтектики (рис. 5, а). Высокая температура гомогенизации приводит к быстрой дезинтеграции эвтектических ламелей на небольшие сферы. В работе [18] представлена модель сфероидизации эвтектических ламелей и волокон в сплавах системы Al-Mg-Si.

Второй процесс – растворение первичных Mn-содержащих фаз и формирование вторичных включений, которые включают в себя марганец, кремний и железо (рис. 5). Морфология частиц показана на рис. 5-6, б. Эти частицы могут быть идентифицированы как  $\alpha$ - $(Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2)$  фаза (рис. 5, в). Отсутствие когерентности фазы  $\alpha$ - $(Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2)$  с  $\alpha$ -Al влияет (наряду с распадом эвтектических ламелей) на снижение механических свойств сплавов.

Еще один процесс происходит в сплавах LP4, LP5. Это преобразование метастабильной игольчатой образной  $\alpha$ -фазы в более стабильное состояние посредством диффузионных процессов [19, 20]. После гомогенизации избыток кремния из  $\delta$ -фазы растворяется в твердом растворе (табл. 2, 3). Как можно видеть из рис. 4 этот процесс улучшает твердость и прочность сплава уже после гомогенизации.

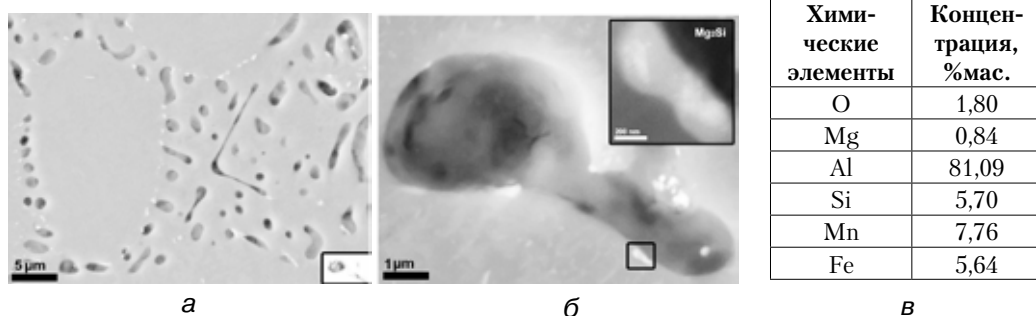


Рис. 5. Образование вторичных марганцевых фаз и их химический состав в процессе гомогенизации

Остальные процессы происходят в твердом растворе и заключаются в формировании наноразмерных выделений при распаде перенасыщенного твердого раствора (SSS) в процессе старения (рис. 6). Установлено, что в Al-Mg-Si сплавах распад пересыщенного твердого раствора происходит в процессе старения в последовательности  $SSS \rightarrow GP-I \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta-Mg_2Si$ , где GP-I – зоны Гинье-Престона [19-20].

Твердый раствор содержит пластинчатые частицы, которые могут быть распознаны на рис. 6, а. Одной стороной они связаны с изогнутыми линиями, которые могут быть определены как дислокации.

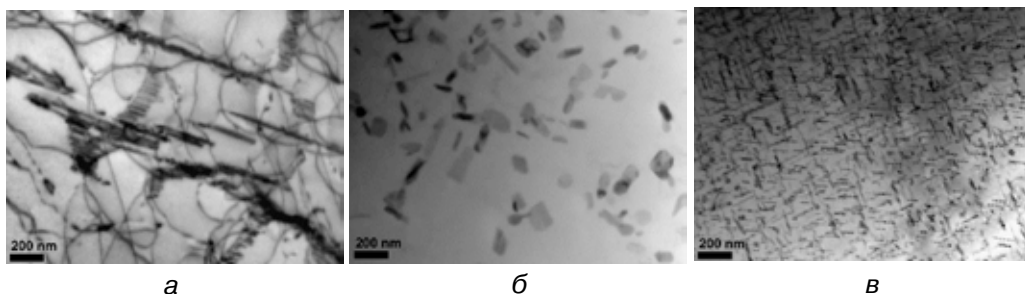


Рис. 6. TEM изображения вторичных выделений в литейных сплавах системы Al-Mg-Si-Mn: литое состояние (а); гомогенизированное (б); состаренное (в)

В работах [21, 22] показано, что эти частицы образуются после естественного старения в результате гетерогенного зарождения на дислокациях. Точный химический состав этих выделений не может быть определен, потому что пластины настолько тонки, что окружающий материал матрицы влияет на ЛПСА спектр сильнее, чем сама частица. В работах [21, 22] показали прямую связь между плотностью дислокаций и числом выделений.

На рис. 4 можно видеть, что твердость и прочность на разрыв сплавов не увеличиваются с ростом содержания Mg (LP2 и М – сплавы с одинаковой долей  $Mg_2Si$  и различным содержанием Mg), но пропорционально увеличивается с увеличением объема эвтектики (сплавы LP и LP1, М и LP3 – одинаковое количество избыточного Mg и разная доля  $Mg_2Si$ ). Аналогичные результаты были получены в работах [6, 11].

Как сообщалось в [23], в сплавах системы Al-Si-Mg увеличение содержания Mg до определенного количества приводит к повышению механических свойств, но дальнейшее увеличение приводит к их снижению.

Из рис. 4 видно, что термообработка практически не влияет на механические свойства сплавов с избыточным количеством магния.

Анализ литературных данных [10, 12, 24] показал, что механические свойства сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si-Si (с избыточным содержанием кремния и с увеличением объемной доли Al-Si эвтектики) улучшаются. Но в нашей серии сплавов избыточный кремний образует с марганцем метастабильное игольчатое соединение  $\delta-AL_4(Mn, Fe)Si_2$ , которое значительно ухудшает свойства сплавов в литом состоянии.



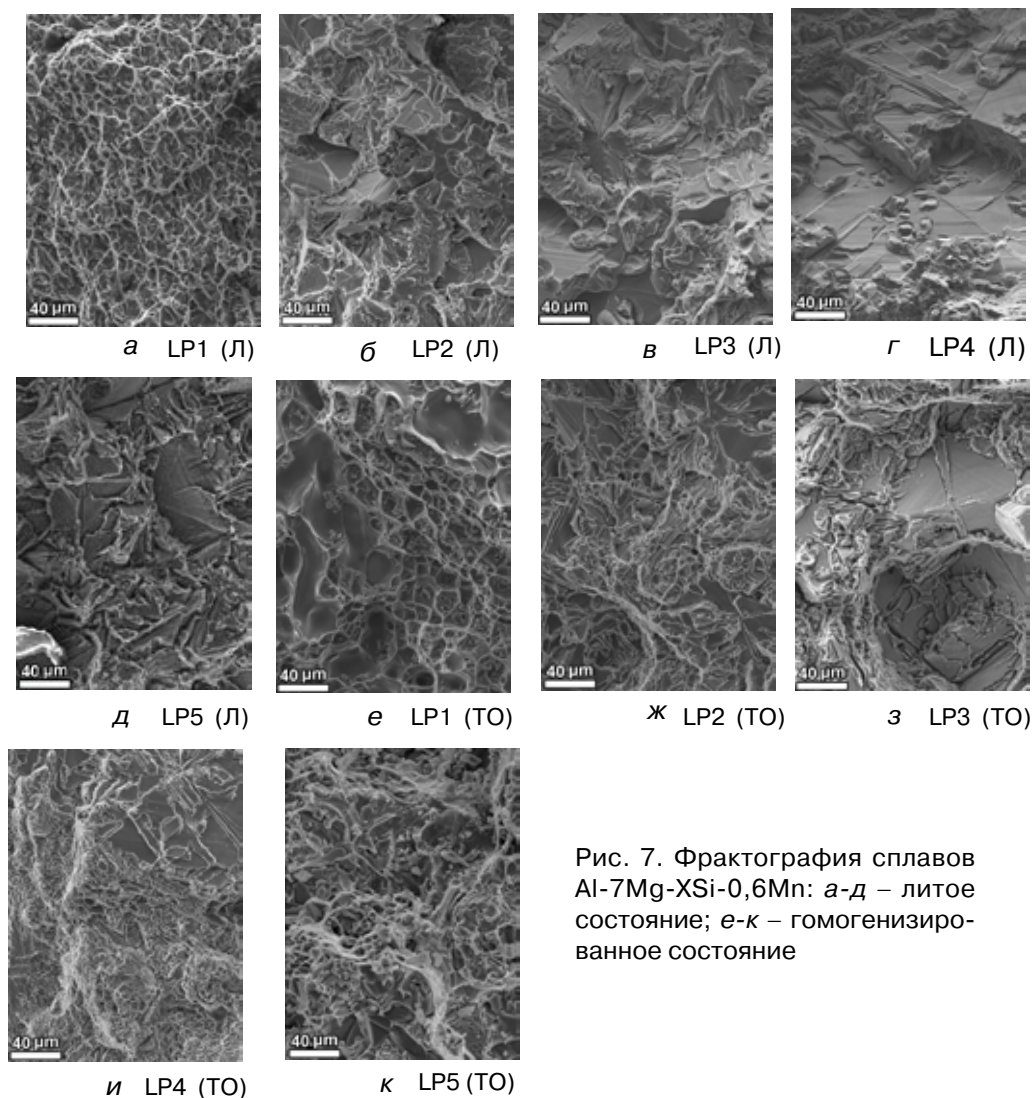


Рис. 7. Фрактография сплавов Al-7Mg-XSi-0,6Mn: а-д – литое состояние; е-к – гомогенизированное состояние

Как показали результаты испытаний (см. рис. 4), термообработка сплавов с избыточным кремнием улучшает механические свойства. С увеличением времени искусственного старения (при 175 °С) твердость сплавов с избыточным кремнием растет. Это можно объяснить повышением количества кремния в твердом растворе, что позволяет образовать большее количество упрочняющих частиц.

#### Фрактография

Характер поверхности излома также подтверждает тот факт, что основной упрочняющей фазой в представленной системе сплавов являются эвтектические ячейки Al-Mg<sub>2</sub>Si. С увеличением доли эвтектики количество хрупких поверхностей излома пропорционально растет и предел прочности становится выше (от квази-вязкого разлома LP1 до транскристаллического LP3).

Начало разрушения находится на границе – эвтектическая ячейка-зерно α-Al и эвтектическая ячейка-эвтектическая ячейка. Дополнительные концентрации напряжений в сплавах LP4 и LP5 обусловлены наличием игольчатых образных (δ-фаза). Это подтверждает наше предположение о том, что причиной резкого ухудшения механических свойств в литом состоянии является кремнийсодержащие фазы. Окончательные траектории трещин, как правило, проходят через эвтектические ячейки, что приводит к их разлому и образованию плоских областей (рис. 7). Траектория разрушения преимущественно проходит через усадочные дефекты. Большое

количество дефектов усадки приводит к значительному снижению механических свойств [25].

Гомогенизация приводит к уменьшению количества хрупких поверхностей, по сравнению с литым состоянием, и формированию вязкого излома. Это связано с сфероидизацией эвтектических ламелей. Это также обуславливает снижение механических свойств (рис. 4). Подобные эффекты термической обработки на формирование поверхности излома были получены авторами [26].

### Выводы

- Анализ микроструктуры показал, что в литом состоянии Al-Mg-Si-Mn сплав состоит из трех фаз: матрица  $\alpha$ -Al, эвтектика (Al)+(Mg<sub>2</sub>Si) и первичные кристаллы Mg<sub>2</sub>Si. Зерна  $\alpha$ -Al имеют дендритную морфологию, а эвтектика состоит из пластин Mg<sub>2</sub>Si, перемежающихся с  $\alpha$ -Al. Зарождение эвтектических ламелей происходит на первичных кристаллах Mg<sub>2</sub>Si, расположенных в центрах эвтектических колоний.

- В зависимости от отношения компонентов в Al-Mg-Si-Mn сплавах может образовываться несколько типов Mn-содержащих фаз. Увеличение содержания кремния приводит к образованию менее стабильных фаз. В сплавах с избытком кремния образуется метастабильная  $\alpha$ -Al<sub>4</sub>(Mn,Fe)Si<sub>2</sub> фаза. Это приводит к ухудшению механических свойств.

- В течение 60 мин гомогенизация ламели Mg<sub>2</sub>Si трансформируется в отдельные сферы диаметром 1 мкм.

- Гомогенизация выравнивает распределение элементов по зерну и увеличивает количество избыточного элемента (магния или кремния) в  $\alpha$ -Al матрице. В результате растворения первичных Mn-содержащих фаз, в твердом растворе образуются вторичные Mn-содержащие выделения. Метастабильная игольчатая  $\delta$ -фаза при гомогенизации преобразовывается в более стабильное состояние ( $\alpha$  или  $\beta$ ) в результате диффузионных процессов.

- Искусственное старение при 175 °С приводит к образованию упрочняющих частиц, что приводит к увеличению твердости и микротвердости  $\alpha$ -матрицы. Старение не приводит к морфологическим изменениям фазовых составляющих.

- Избыток магния не оказывает значимого влияния на механические свойства сплавов.

- Основной упрочняющей фазой в представленной системе сплавов являются эвтектические ячейки Al-Mg<sub>2</sub>Si. Это также подтверждается и результатами фрактографии.

- Было установлено, что избыток кремния (LP4 и LP5 сплавы) повышает способность к формированию упрочняющих частиц в  $\alpha$ -матрице, что приводит к существенному увеличению механических свойств сплавов.



### Список литературы

1. Aluminium alloys: promising materials in the automotive industry / I. N. Fridlyander, V. G. Sister, O. E. Grushko, V. V. Berstenev, L. M. Sheveleva, L. A. Ivanova Metal Science and Heat Treatment Vol. 44, Nos. 9-10. – 2002. – P. 365-370.
2. Zajac, S, Bengtsson, B, Jonsson C. Influence of cooling after homogenization and reheating to extrusion on extrudability and final properties of AA6063 and AA6082 alloys. Materials Science Forum. 2002. – P.396-402 and – P. 675-680.
3. Effect of Si content on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys Materials and Design 53 / Wang Yongjin, Liao Hengcheng, Wu Yuna, Yang Jian. – 2014. – P. 634-638.
4. Microstructural formation in hypereutectic Al–Mg<sub>2</sub>Si with extra Si, Journal of Alloys and Compounds 477. Chong Li, Yuying Wu, Hui Li, Xiangfa Liu. – 2009. – P. 212-216.
5. Equilibrium pseudobinary Al–Mg<sub>2</sub>Si phase diagram, Materials Science and Technology / J. Zhang, Z Fan., Y. Q. Wang, B. L. Zhou – May. – 2001. – Vol. 17. – P. 494-496.

6. *Feng Yana, Shouxun Jib, Zhongyun Fanc* Effect of Excess Mg on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Mg<sub>2</sub>Si High Pressure Die Casting Alloys, *Materials Science Forum.* – Vol. 765. – 2013. – P. 64-68.
7. Age-hardening behavior and HRTEM observation of precipitates in excess Mg type Al-Mg-Si-Al alloy / zusa Furihata, Kenj Matsudai, Jun-ya Nakamura, Susumu Ikeno, Yasuhiro Uetani *Materials Science Forum.* – Vol. 519-521. – 2006. – P. 507-510.
8. *Radziszewska A.* Structural and chemical composition studies of pulsed laser deposited  $\beta$ -Al-Mg thin films, *Journal of Microscopy.* 20010. – Vol. 237, Pt 3. – P. 384–387.
9. K. Matsuda, T. Yoshida, T. Wada, A. Yoshida, U./Uetani, T. Sato, A. Kamio. and S. Ikeno Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys with Excess Magnesium”, *J. Japan Inst. Metals.* – 1998. – Vol. 62. – P. 718-726.
10. *Zhang Jian, Yu-qing Yu-qing Wang, Yang Bing* / Effects of Si content on the microstructure and tensile strength of an in situ AlMg<sub>2</sub>Si composite, *Journal of MATERIALS RESEARCH.* – 1999. – Vol. 14, N<sup>o</sup>1. – Jan. – P. 68-74.
11. *Jing Qingxiu, Zhang Caixia, Huang Xiaodong* / Study on in-situ Mg<sub>2</sub>Si/Al-Si composites with different compositions *China Foundry.* – 2009. – Vol. 6. – N<sup>o</sup> 2. – P. 133-136.
12. Development of a Cast Al-Mg<sub>2</sub>Si-Si In Situ Composite: Microstructure, Heat Treatment, and Mechanical Properties / *E. Georgatis, A. Lekatou, A. E. Karantzalis, H. Petropoulos, S. Katsamakis, A. Poulia.* *Journal of Materials Engineering and Performance* – Vol 22(3). – March 2013. – P. 729-741.
13. Effects of Excess Mg and Si on the Isothermal Ageing Behaviours in the Al–Mg<sub>2</sub>Si Alloys / *Chau Doan Long, Nakai Kiyomichi, Matsuura Yoshitsugu, Kobayashi Sengo and Ohmori Yasuya* *Materials Transactions.* – Vol. 43, N<sup>o</sup>. 6. – 2002. – P. 1371-1380.
14. Разработка новых литейных сплавов системы Al-Mg-Si-Mn с добавками 1,0 Li и 0,1 5 %мас. Ti + 0,1 вес.% Zr / О. Л. Прач, А. И. Трудоношин, В. В. Бойко, К. В. Михаленков // *Метал и Литье, ФТИМС.* – Киев. – № 8. – С. 17-23.
15. *Lu Lia, Rongfeng Zhoua, Dehong Lua, Yehua Jianga, Rong Zhoua* / Effect of Cooling Slope and Manganese on the Microstructure of Hypereutectic Al-Si Alloy with 2%Fe, *Materials Research.* – 2014. – 17(2): 511-517.
16. *Chakkrist Phongphisutthinan, Hiroyasu Tezuka* / Tatsuo Sato, Semi-Solid Microstructure Control of Wrought Al-Mg-Si Based Alloys with Fe and Mn Additions in Deformation-Semi-Solid-Forming Process / *Materials Transactions.* 2011. – Vol. 52. – 5. – P. 834 to 841.
17. *Otarawanna S., Gourlay C. M., Laukli H. I., Dahle A. K.* / Microstructure Formation in AlSi<sub>4</sub>MgMn and AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn High-Pressure Die Castings, *Metallurgical And Materials Transactions A.* 2009. – Vol. – 40 A. – P. 1645-1659.
18. Выбор и оптимизация режима термообработки для повышения механических свойств литейных сплавов системы Al-Mg-Si / А. И. Трудоношин, О. Л. Прач, В. В. Бойко, и др. // *Процессы Литья.* 2014. – № 4. – С. 12-28.
19. The Precipitation Sequence In Al-Mg-Si Alloys, *Acta mater* / G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, M. J. Couper. –1998. – Vol. 46. – N<sup>o</sup>. 11. – P. 3893-3904.
20. *Ravi C., Wolverton C.* First-principles study of crystal structure and stability of Al–Mg–Si–(Cu) precipitates, *Acta Materialia* 52. – 2004. – P. 4213-4227.
21. *Boyko V., Link T., Korzhova N., Mykhalenkov K.* Microstructure characterization of AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn casting alloy, in: *Materials Science and Technology (MS&T) 2013, October 27-31, Montreal, Quebec, Canada.* – 2013. – P. 1331-1338.
22. Природне старіння ливарного сплаву AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn / О. І. Трудоношин, О. Л. Прач, К. В. Бойко В. В. Михаленков // *Наукові вісті НТУУ «КПІ».* – 2014. №1. – С. 47-53.
23. *Liu Hong, Song Wen-Ju, Zhao Gang, Liu Chun-Ming, Zuo Liang* / Effect of Mg on microstructures and properties of Al-Mg-Si-Cu aluminium alloys for automotive body sheets, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* – 2005. – Vol. 15. – №1. – P. 30-31.
24. *Yongjin Wang, Hengcheng Liao, Yuna Wu, Jian Yang* / Effect of Si content on microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys. *Materials and Design* 53. – 2014. – P. 634-638.
25. *Jiang Wen-Ming, Fan Zi-Tian, Liu De-Jun* / Microstructure, tensile properties and fractography of A356 alloy under as-cast and T6 obtained with expendable pattern shell casting process *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 22. – 2012. – P. 7-13.
26. *Mrówka-Nowotnik G.* Influence of chemical composition variation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6xxx alloys *Archives of Materials Science and Engineering.* – 2010. – Vol. 46, Issue 2, December. – P. 98-107.
27. *Mondolfo L. F.* *Aluminium Alloys: Structure and Properties.* Butterworth & Co Publishers Ltd; 2nd Revised edition. – December 1979. – P. 971.