

УДК 669.71.5'3'884

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Li В-1480 И В-1481¹

©2024 г. М.И. Гордеева^{1*}, С.Я. Бецофен^{1*}, А.В. Шалин^{1*}, В.С. Моисеев^{1*},
Р. Ву^{2*}, Ю.С. Оглодкова^{3*}, Е.И. Максименко^{1*}, Д.А. Прокопенко^{1*}

^{1*}Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
Москва

E-mail: s.betsofen@gmail.com

^{2*}Харбинский инженерный университет, Харбин, Китай

^{3*}НИЦ «Курчатовский институт» — ВИАМ, Москва

Поступила в редакцию 20 сентября 2023 г.

После доработки 28 ноября 2023 г. принята к публикации 5 декабря 2023 г.

Исследовано влияние легирующих элементов (Cu, Li) на кристаллографическую текстуру, фазовый состав и величину модуля Юнга листов толщиной 1,4 мм из сплавов В-1480 и В-1481 системы Al-Cu-Li. С использованием оригинального метода количественного фазового анализа, основанного на законе Вегарда и балансе химического и фазового составов, определено содержание интерметаллидных фаз δ' (Al_3Li) и T_1 (Al_2CuLi) в сплавах. На основе этих данных впервые оценены модули Юнга этих интерметаллидов, которые значительно выше, чем у твердого раствора (~70 ГПа), и составляют 100—120 ГПа. При этом в отличие от прочностных свойств, вклад T_1 -фазы в которые в разы превышает вклад δ' -фазы, упругие свойства этих фаз близки. Показано, что в листах сплава В-1480 формируется текстура $\{110\}\langle 112\rangle$, обуславливающая максимальное значение модуля Юнга в поперечном направлении листа и минимальное в направлении под углом 45°. В листах сплава В-1481 формируется слабовыраженная многокомпонентная текстура, при этом величина модуля Юнга практически одинакова во всех направлениях листа (долевым, поперечном и под углом 45° относительно направления прокатки).

Ключевые слова: сплавы системы Al-Cu-Li; количественный фазовый анализ; модули Юнга δ' - и T_1 -фаз; текстура; анизотропия модулей Юнга.

Сплавы системы Al-Cu-Li обладают уникальными показателями удельной прочности и жесткости и могут заменить традиционные алюминиевые сплавы в авиации: на каждый 1 мас.% Li приходится снижение плотности сплава на 3% и увеличение модуля Юнга на 5% [1]. Литий единственный легирующий элемент, который увеличивает модуль Юнга алюминия. Некоторые проблемы этих сплавов связаны с высокой анизотропией свойств [2—4]. Тем не менее важно, что при использовании сплавов Al-Li в качестве компонентов слоистых алюмокомпозитов (СИАЛов) помимо существенного выигрыша в весовых характеристиках важ-

ную роль играет значительно более высокая, чем у остальных алюминиевых сплавов, величина модуля Юнга сплавов с литием [5—7]. В работе [8] показано, что повышение модуля Юнга СИАЛов за счет металлического компонента значительно эффективнее, чем повышение модуля Юнга препрега.

Высокий модуль упругости сплавов системы Al-Cu-Li объясняется тем, что они отличаются от всех остальных алюминиевых сплавов повышенным содержанием интерметаллидов (до 20%, в то время как в других сплавах их <10%). В сплавах системы Al-Cu-Li в основном содержатся две интерметаллические фазы: δ' (Al_3Li) и T_1 (Al_2CuLi). Модуль Юнга интерметаллидов выше, чем у алюминия, но насколько и какой вклад каждого интерметаллида в упругие свойства сплавов — это неизвестно. При

¹Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-49-00098) и Государственного фонда естественных наук Китая (NSFC) (грант № 52261135538).

этом по влиянию на прочность сплавов T_1 -фаза значительно превосходит δ' -фазу [9], а по данным [10] упругие свойства δ' - и T_1 -фаз близки между собой. В работе [11] на образце сплава 8090 (Al-2,4Li-1,14Cu-0,67Mg) с высокой долей δ' -фазы получен наибольший модуль Юнга (82,6 ГПа), хотя это среднепрочный сплав, поскольку в нем практически отсутствует T_1 -фаза.

Таким образом, высокие значения модуля Юнга для сплавов системы Al-Li могут достигаться при наличии в структуре значительной доли интерметаллидной фазы с высоким модулем Юнга. Однако величина этого модуля Юнга неизвестна, хотя такое знание позволило бы прогнозировать упругие свойства сплавов и реализовывать целенаправленный поиск составов сплавов, обеспечивающих максимальный уровень упругих свойств.

Настоящая работа проведена с целью оценки упругих свойств основных интерметаллидных фаз Al_2CuLi (T_1 -фаза) и Al_3Li (δ' -фаза) в сплавах В-1480 и В-1481 системы Al-Cu-Li.

Материалы и методы исследования.

Материалы исследования. В качестве материалов использовали листы толщиной 1,4 мм из сплавов системы Al-Cu-Li В-1480 и В-1481 (табл. 1). Листы получали прокаткой в ОАО «КУМЗ» (г. Каменск-Уральский), затем их подвергали термической обработке — закалке с охлаждением в холодной воде, правке и одно- или двухступенчатому искусственному старению. Испытание образцов из Al-Li-сплавов проводилось на испытательной машине Zwick/Roell KAPPA 50DS (Германия), оборудованной датчиком силы с классом точности 0,5 и датчиком измерения деформации makroXtens (Zwick Roell, Германия) с расчетной длиной 50 мм. Скорость перемещения активного захвата на упругом участке составляла 2 мм/мин с последующим переключением на 5 мм/мин после определения условного предела текучести. Величину модуля Юнга оценивали в долевом (D) направлении прокатки, поперечном

Таблица 1

Химический состав, мас.%, сплавов В-1480 и В-1481 (остальное алюминий)

Сплав	Cu	Li	Mg	Ag
В-1480	3,619	1,115	0,39	0,226
В-1481	3,240	1,050	0,32	0,254

(П) и под углом 45° методом регрессии на прямолинейном участке. Эти величины сопоставляли с количественными обратными полюсными фигурами (ОПФ), полученными для тех же трех направлений.

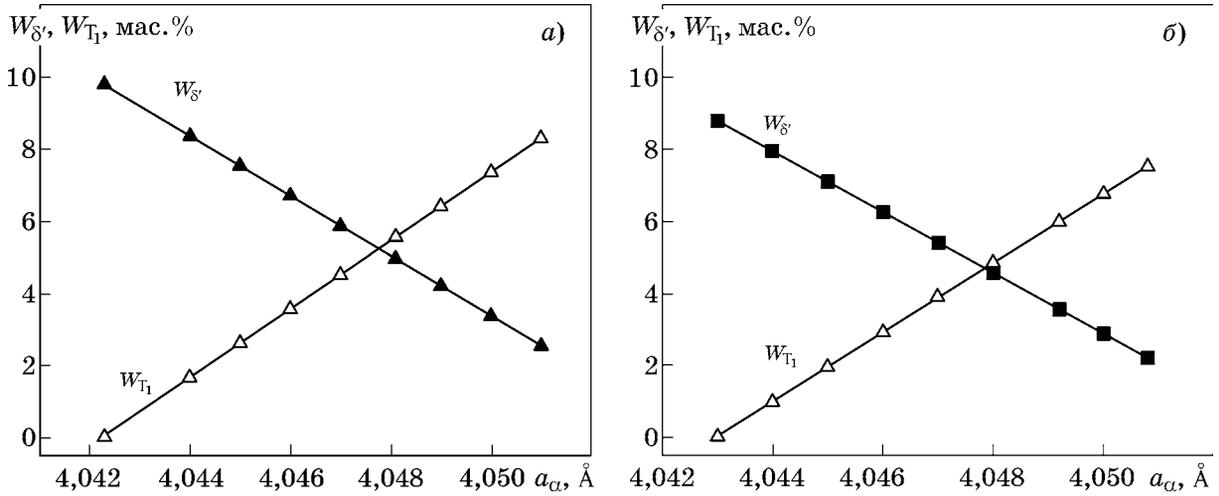
Методы исследования. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4,0. Текстуру определяли съемкой ОПФ для α -твердого раствора, которые получали съемкой сборных образцов с плоскостью съемки, нормальной направлениям Д, П и 45° в плоскости листа, в CuK_α -излучении с использованием нормированных значений полюсных плотностей:

$$P_i = n \frac{I_i / R_i}{\sum_{i=1}^n (I_i / R_i)}, \quad (1)$$

где n — число рефлексов; I_i, R_i — интенсивности рефлексов $i = hkl$ соответственно текстурированного и бестекстурного образцов.

В работе [12] развита методика количественного фазового анализа (КФА) для сплавов системы Al-Cu-Li, основанная на измерении периода решетки α -твердого раствора, оценке состава твердого раствора с помощью закона Вегарда и определении массовой доли интерметаллидных фаз $T_1(Al_2CuLi)$ и $\delta'(Al_3Li)$ с помощью уравнений баланса химического и фазового составов. На фиг. 1 видно, как изменяется количество интерметаллидных T_1 - и δ' -фаз в зависимости от измеренного периода решетки твердого раствора для каждого из двух сплавов. Построенные с помощью методики КФА зависимости четко коррелируют с составом сплавов. Количество δ' -фазы (Al_3Li) пропорционально содержанию лития в сплаве, а количество T_1 -фазы (Al_2CuLi) коррелирует с содержанием меди.

Результаты исследований и их обсуждение. **Текстуры и анизотропия модуля Юнга сплавов В-1480 и В-1481.** Определение текстуры методом ОПФ дает количественную информацию об объемных долях всех ориентировок, которые соответствуют рефлексам, полученным на экспериментальных рентгенограммах. Это дает возможность вычислить величину модуля Юнга для α -твердого раствора сплавов в соответствующем направлении листа с помощью суммирования произведений нормированной полюсной плотности ($P_i^{D(45^\circ, П)}$) на модуль Юнга (E_i) для данной ориентации (табл. 2):



Фиг. 1. Соотношения массовых долей Γ_1 - и δ' -фаз в сплавах В-1480 (а) и В-1481 (б), определенных по методике КФА, в зависимости от параметра решетки твердого раствора

Таблица 2

Полюсные плотности рефлексов (hkl) для ОПФ в направлениях Д, 45° и П листов сплавов В-1480 и В-1481

Сплав: направление	Полюсная плотность P_{hkl} рефлексов (hkl)						
	(111)	(200)	(220)	(311)	(331)	(420)	(422)
	Модуль Юнга E_{hkl} , ГПа						
	76,1	63,7	72,6	69,0	73,6	69,1	72,6
В-1480: Д	0,26	0,13	0,12	0,17	0,27	0,19	5,86
45°	0,18	2,52	0,14	0,39	1,98	1,26	0,52
П	2,82	0,28	1,86	0,26	0,56	0,40	0,82
В-1481: Д	0,18	2,54	1,14	0,50	1,12	0,69	0,84
45°	0,37	0,57	0,91	1,08	1,03	2,08	0,97
П	0,42	0,57	1,04	0,52	1,34	1,58	1,54

$$E_{Д(45^\circ, П)} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_i^{Д(45^\circ, П)} E_i, \quad (2)$$

где $i = hkl$; n — число рефлексов на ОПФ ($n = 7$).

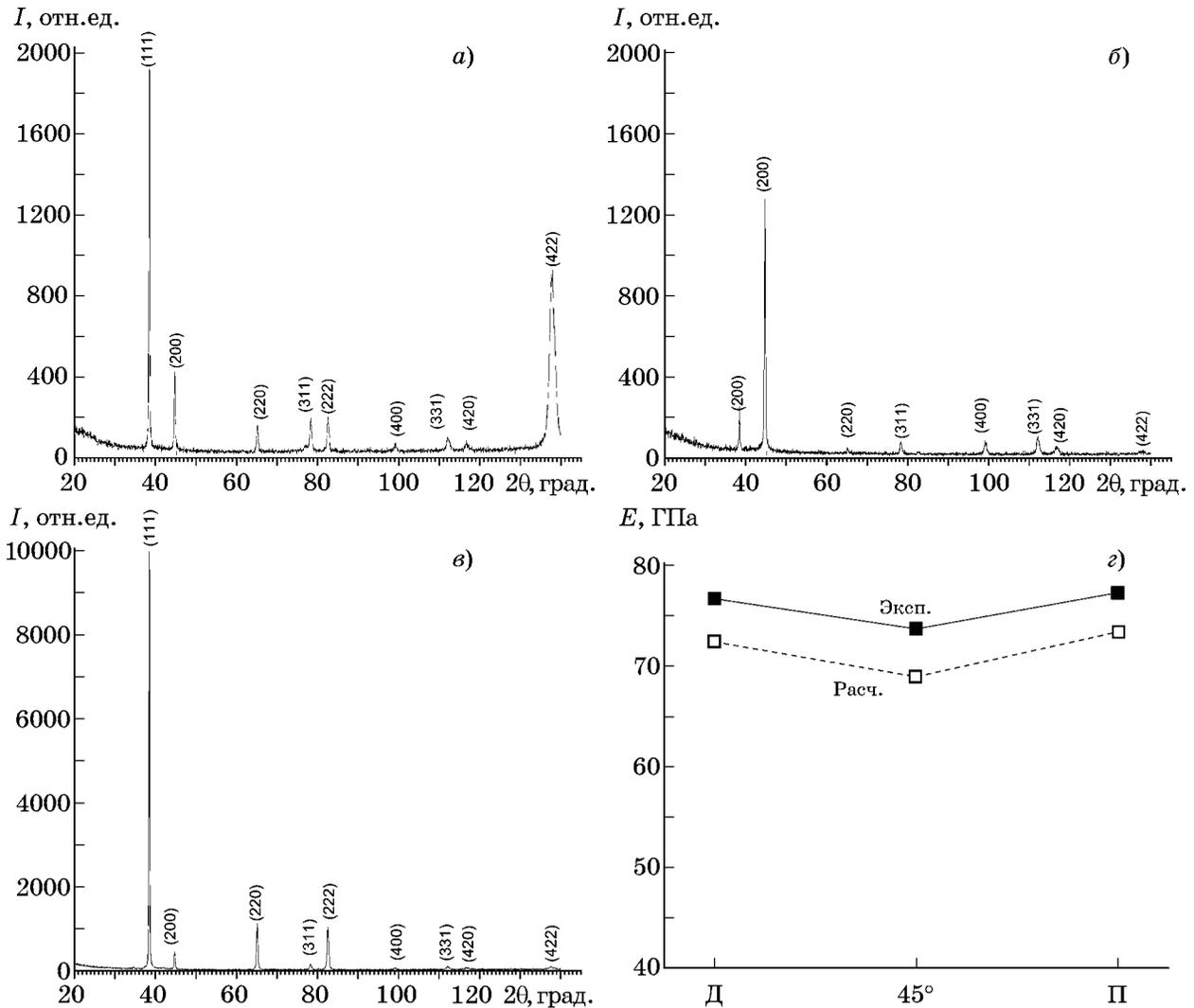
Оценивали также усредненную величину модуля Юнга, используя известное соотношение для оценки усредненного для листовых материалов коэффициента Ланкфорда:

$$E_{cp} = (E_D + 2E_{45^\circ} + E_{П})/4. \quad (3)$$

На фиг. 2 приведены рентгенограммы в сечениях листа сплава 1480 толщиной 1,4 мм, для получения которых вели съемку наборных образцов с плоскостью съемки, нормальной к направлениям Д, 45° и П в плоскости листа. Интенсивности рефлексов на этих рентгенограммах соответствуют текстуре

{110}<112> (текстура «латуни», или «Br-texture»). Идентификация текстуры с помощью съемки наборных образцов с плоскостью съемки, нормальной плоскости листа, позволяет получить усредненные по сечению листа ОПФ, которые дают возможность рассчитывать анизотропию модулей Юнга и учитывать неоднородность фазового состава, обусловленную ориентационной зависимостью распада твердого раствора при термической обработке.

По существу для решения поставленных задач нет необходимости идентифицировать тип текстуры листов, поскольку необходимы только величины полюсных плотностей в трех направлениях листа, которые приведены в табл. 2 для двух сплавов. Из данных табл. 2 следует, что листы сплава В-1480 об-



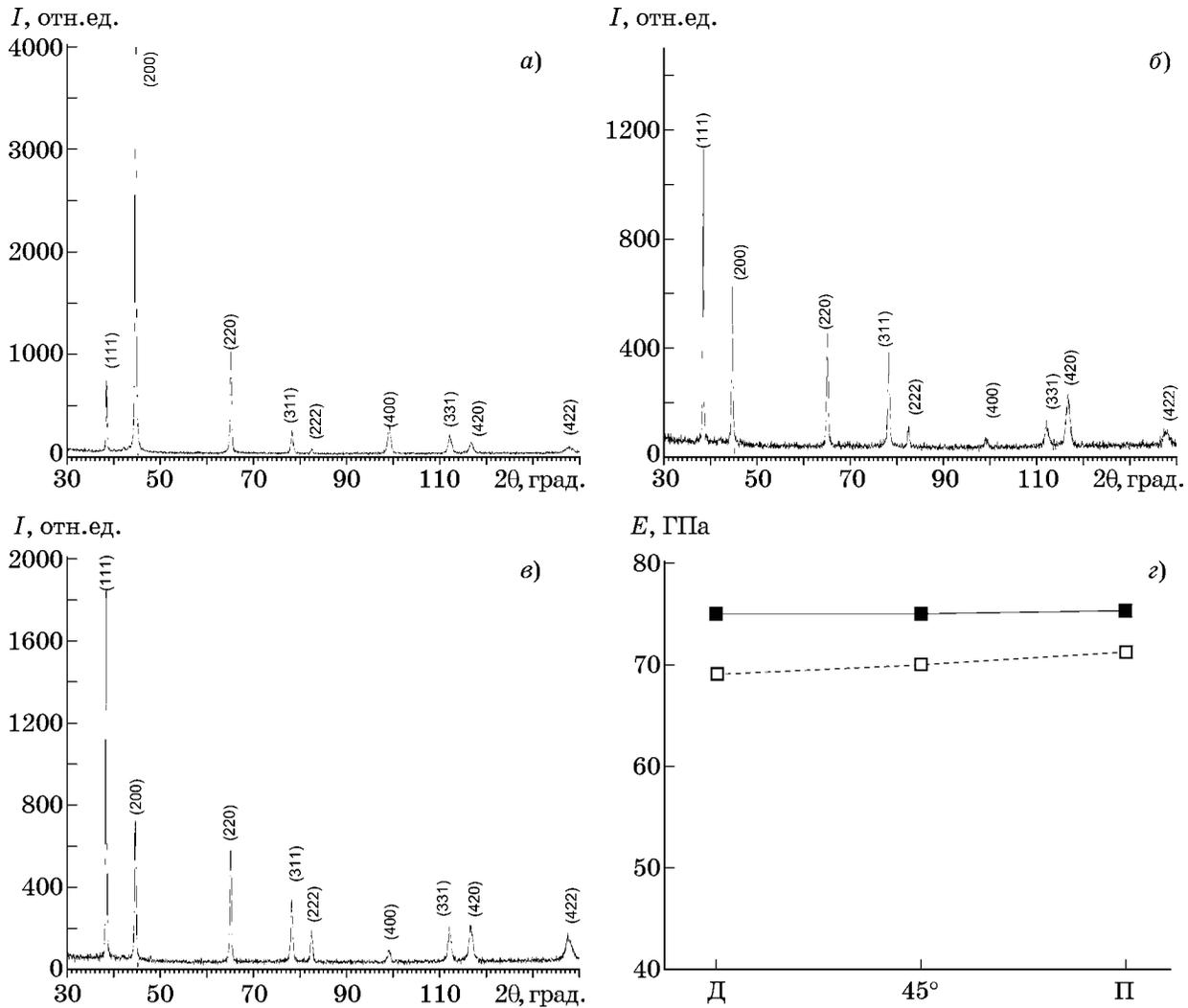
Фиг. 2. Рентгенограммы для сечений, нормальных направлениям Д (а), 45° (б) и П (в), и величины модуля Юнга, измеренные в этих же направлениях (г) для листа сплава В-1480 толщиной 1,4 мм

ладают текстурой $\{110\}\langle 112\rangle$, для которой характерно наличие текстурного максимума (422) на рентгенограмме для направления Д (см. фиг. 2, а), максимума (111) на рентгенограмме для направления П (см. фиг. 2, в) и максимума (200) на рентгенограмме для направления 45° (фиг. 2, б). В табл. 2 этим текстурным максимумам соответствуют повышенные значения полюсных плотностей для соответствующих рефлексов. Для направления 45° на ОПФ кроме текстурного максимума (200) для текстуры $\{110\}\langle 112\rangle$ присутствуют дополнительные два максимума (420) и (331).

На фиг. 2, г приведены данные по модулю Юнга в трех направлениях листа сплава В-1480. Максимальную величину модуля Юнга в направлении П легко объяснить тем, что в этом случае максимальная полюсная

плотность соответствует направлению $\langle 111\rangle$, которое характеризуется максимальным модулем Юнга (76,1 ГПа, см. табл. 2). В направлении Д максимальная полюсная плотность соответствует направлению $\langle 112\rangle$ (см. фиг. 2, а), которое характеризуется средней величиной модуля Юнга (72,6 ГПа). В направлении 45° повышенную полюсную плотность имеют несколько направлений, которые характеризуются средними и низкими значениями модуля Юнга от 63,7 до 72,6 ГПа (см. табл. 2). Поэтому значения модуля Юнга в направлении 45° минимальны (см. фиг. 2, г).

Сплав В-1481 характеризуется слабо выраженной многокомпонентной текстурой (см. табл. 2, фиг. 3, а—г), чему соответствует отсутствие анизотропии упругих модулей для листов этого сплава (см. фиг. 3, г).



Фиг. 3. Рентгенограммы для сечений, нормальных направлениям Д (а), 45° (б) и П (в), и величины модуля Юнга, измеренные в этих же направлениях (г) для листа сплава В-1481 толщиной 1,4 мм

Фазовый состав и величина модуля Юнга для T_1 - и δ' -фаз. Количество интерметаллидных фаз в сплавах рассчитывали по методике КФА [12] на основании определения периодов решетки. При этом учитывали, что неодинаковый уровень запасенной энергии деформации зерен разных ориентаций приводит к ориентационной зависимости распада твердого раствора, что обуславливает вариации периодов решетки, рассчитанных для разных рефлексов. В этой связи при оценке состава твердого раствора и количества интерметаллидных фаз проводили усреднение периодов решетки по всем ориентировкам с учетом относительной доли зерен каждой из этих ориентировок, т.е. их полюсной плотности (см. табл. 2). Такое усреднение осуществляли для каждого направления в листе и окончательную среднюю ве-

личину периода решетки ($a_{\text{сплав}}^{\text{cp}}$) для каждого сплава получали аналогично усреднению измеренных в тех же трех направлениях модулей упругости по соотношению (3):

$$a_{\text{Д}(45^\circ, \text{П})} = \frac{1}{n} \sum_i^n a_{\text{Д}(45^\circ, \text{П})}^i P_{\text{Д}(45^\circ, \text{П})}^i, \quad (4)$$

$$a_{\text{сплав}}^{\text{cp}} = (a_{\text{Д}} + 2a_{45^\circ} + a_{\text{П}}) / 4, \quad (5)$$

где $P_{\text{Д}(45^\circ, \text{П})}^i$, $a_{\text{Д}(45^\circ, \text{П})}^i$ — соответственно полюсные плотности и периоды решетки α -твердого раствора, рассчитанные для i -го рефлекса ($i = hkl$) из рентгенограммы, полученной для сечения, нормального Д (45°, П).

В табл. 3 приведена схема расчета усредненных с учетом текстуры значений периодов решетки α -твердого раствора ($a_{\text{Д}(45^\circ, \text{П})}$) для сечений, нормальных Д (45°, П) в соот-

Значения периода решетки* и массовых долей δ' - и T_1 -фаз, а также средние экспериментальные и расчетные значения модуля Юнга для сплавов В-1480 и В-1481

Сплав: направление	$a_{D,45^\circ,П}$	$a_{ср}$	$W_{\delta'}$	W_{T_1}	$E_{ср}^{эксп}$	$E_{ср}^{расч}$
	Å		мас. %		ГПа	
В-1480: Д	4,0476	4,0481	5,0	5,6	75,3	70,9
45°	4,0485					
П	4,0480					
В-1481: Д	4,0489	4,0489	3,8	5,7	75,1	70,0
45°	—					
П	4,0489					

*Для приведения внесистемных данных в ангстремах к СИ использовать коэффициент пересчета $1 \text{ \AA} = 0,1 \text{ нм}$.

ветствии с соотношением (4) и средних значений периодов решетки ($a_{сплав}^{ср}$), вычисленных в соответствии с соотношением (5). Результаты такого усреднения периодов решетки приведены для каждого из двух сплавов наряду с рассчитанными по методике КФА массовыми долями δ' - и T_1 -фаз в этих сплавах. Кроме того, в табл. 3 приведены средние экспериментальные ($E_{ср}^{эксп}$) и рассчитанные ($E_{ср}^{расч}$) с учетом текстуры значения модулей Юнга для сплавов В-1480 и В-1481.

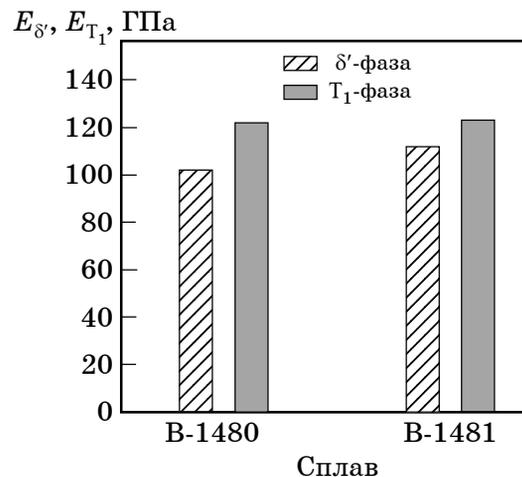
Такой достаточно сложный способ оценки периодов решетки α -твердого раствора обусловлен тем, что от точности этой оценки зависит точность определения фазового состава методом КФА. Неоднородность по сечению листа напряженно-деформированного состояния и неравномерный уровень запасенной энергии деформации зерен разных ориентаций приводит к необходимости усреднения величин периодов решетки по сечению листа с помощью использования наборных образцов и количественной оценки текстуры в трех направлениях листа.

Вычисления модуля Юнга по уравнению (3) с учетом текстуры (пунктирные линии на фиг. 2, z и 3, z) показали, что расчетные значения модулей Юнга существенно ниже экспериментальных, их средние величины для сплавов В-1480 и В-1481 (табл. 3) различаются соответственно на 4,4 и 5,1 ГПа. Эта разница обусловлена наличием интерметаллидных фаз, величины модулей Юнга которых превышают значения модуля Юнга α -твердого раствора алюминия. Поскольку

нам известны массовые доли интерметаллидных фаз в каждом из сплавов, можно, исходя из разницы экспериментальных значений модулей Юнга для сплавов и рассчитанных значений для α -твердого раствора, оценить величины модулей Юнга интерметаллидов. Исходя из правила аддитивности, получим:

$$E_{ср}^{эксп} = E_{ср}^{расч}W_{\alpha} + E_{\delta'}W_{\delta'} + E_{T_1}W_{T_1})/100. \quad (6)$$

Значения модулей Юнга для интерметаллидов ($E_{\delta'}$, E_{T_1}) находили с помощью минимизации разницы экспериментальных и расчетных значений модулей Юнга. Результаты расчетов приведены на фиг. 4. Сведения о модулях Юнга интерметаллидов в сплавах с литьем отсутствуют, тем не менее повышенные упругие свойства этих сплавов по



Фиг. 4. Величины модулей Юнга для интерметаллидных δ' - и T_1 -фаз в сплавах В-1480 и В-1481

сравнению с другими алюминиевыми сплавами связывают с большим количеством интерметаллидов в этих сплавах, обладающих более высокими значениями модулей Юнга по сравнению с твердым раствором алюминия. Согласно соотношению (2) модуль Юнга бестекстурного алюминия равен 71,0 ГПа, при этом значения модуля Юнга для δ' - и T_1 -фаз составляют 101 и 122 ГПа для сплава В-1480, а также 115 и 123 ГПа для сплава В-1481 соответственно. Эти результаты подтверждают мнение, выдвинутое в работе [10], что в отличие от прочностных свойств, которые у T_1 -фазы в разы выше, чем у δ' -фазы, упругие свойства этих фаз близки.

Выводы. 1. В листах сплава В-1480 системы Al-Cu-Li формируется текстура $\{110\}\langle 112\rangle$ типа «латуни», обуславливающая анизотропию модуля упругости: максимальное значение в поперечном направлении листа и минимальное в направлении под углом 45° .

2. В листах сплава В-1481 формируется слабовыраженная многокомпонентная текстура, при этом величины модуля Юнга в этом листе в долевом, поперечном направлениях и в направлении под углом 45° практически не различаются.

3. На основе оценки методом количественного фазового анализа (КФА) массовой доли интерметаллидных фаз в сплавах и разницы экспериментальных значений модуля Юнга сплавов и расчетных значений для твердого раствора оценены величины модуля Юнга интерметаллидов, которые составили для сплавов В-1480 и В-1481 соответственно 101 и 115 ГПа для δ' -фазы, а также 122 и 123 ГПа для T_1 -фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Lynch, S.P. Fracture toughness and fracture modes of aerospace aluminum-lithium alloys / S.P. Lynch, R.J.H. Wanhill, R.T. Byrnes, G.H. Bray // *Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications* Ch. 13. — Elsevier Inc., 2014. P.416—456.
2. Abd el-Aty, A. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys : A review / A. Abd el-Aty, Yong X., Guo X., Zhang S.-H., Ma Y., Chen D. // *J. Adv. Res.* 2018. V.10. P.49—67.
3. Wu, C.H. Origin and effect of anisotropy in creep aging behavior of Al-Cu-Li alloy / Wu C.H., Li H., Lei C., Zhang D., Bian T.J., Zhang L.W. // *J. Mater. Res. Techn.* 2023. V.26. P.3368—3382.
4. Hajjioui, E.A. A review of manufacturing processes, mechanical properties and precipitations for aluminum lithium alloys used in aeronautic applications / E.A. Hajjioui, K. Bouchaâla, M. Faqir, E. Essadiqi // *Heliyon.* 2023. V.9. Art.12565.
5. Каблов, Е.Н. Новый класс слоистых алюмокомпозитов на основе алюминий-литиевого сплава 1441 с пониженной плотностью / Е.Н. Каблов, В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, Н.Ф. Лукина // *Вестн. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение.* 2011. №2. С.174—183.
6. Шестов, В.В. Конструкционные слоистые алюмокомпозиты 1441-СИАЛ / В.В. Шестов, В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, В.В. Сидельников // *МИТОМ.* 2013. №9 (699). С.28—31.
7. Антипов, В.В. Слоистые гибридные материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов / В.В. Антипов, Н.Ю. Серебренникова, В.В. Шестов, В.В. Сидельников // *Авиац. матер. и технол.* 2017. №5. С.212—224.
8. Chang, P.-Y. Modeling of fatigue crack growth in notched fiber metal laminates / Chang P.-Y., Yang J.-M. // *Intern. J. Fatig.* 2008. V.30. P.2165—2174.
9. Бецофен, С.Я. Исследование фазового состава, текстуры и анизотропии свойств листов из сплавов системы Al-Cu-Li-Mg / С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, Н.Ю. Серебренникова, М.И. Долгова, Ю.А. Кабанова // *Деформация и разрушение материалов.* 2017. №1. С.24—30.
10. Ашмарин, А.А. Исследование влияния фазового состава на термическое расширение и механические свойства Al-Cu-Li сплавов / А.А. Ашмарин, М.И. Гордеева, С.Я. Бецофен, А.А. Лозован, Р. Ву, С.С. Александрова, А.А. Селиванов, А.Н. Быкадоров, Д.А. Прокопенко // *Изв. вузов. Цв. металлургия.* 2023. Т.29. №5. С.57—68.
11. Sang Yoon Parka. Effects of surface pre-treatment and void content on GLARE laminate process characteristics / Sang Yoon Parka, Won Jong Choi, Heung Soap Choi, Hyuk Kwon // *J. Mater. Proc. Techn.* 2010. V.210. P.1008—1016.
12. Бецофен, С.Я. Закономерности влияния состава сплавов Al-Li на количественное соотношение δ' (Al₃Li)-, S_1 (Al₂MgLi)- и T_1 (Al₂CuLi)-фаз / С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, И.А. Грушин, М.И. Князев, Л.Б. Хохлатова, А.А. Алексеев // *Металлы.* 2015. №1. С.59—66.