

УДК 669.715'884:539.32

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ В-1480 и В-1481¹

©2024 г. М.И. Гордеева^{1*}, С.Я.Бецофен^{1*}, А.В.Шалин^{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 22 апреля 2024 г.

После доработки 20 июня 2024 г. принята к публикации 05 июля 2024 г.

Исследовали фазовый состав, кристаллографическую текстуру и анизотропию механических свойств при растяжении ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ) листов толщиной 1,4 мм из сплавов В-1480 и В-1481 системы Al-Cu-Li. Показано, что в листах сплава В-1480 формируется текстура $\{110\}\langle 112\rangle$, приводящая к выраженной анизотропии механических свойств. При этом в долевом направлении (направление прокатки (НП)) показатели пределов текучести и прочности равны соответственно 560 и 590 МПа, тогда как в 45° -ном направлении они составляют 473 и 510 МПа. В сплаве В-1481 формируется близкое к бестекстурному состояние и соответственно практически отсутствует анизотропия — пределы текучести и прочности в долевом направлении составляют 483 и 510 МПа соответственно, а в 45° -ном направлении — 473 и 520 МПа. Важно отметить, что, несмотря на значительно более высокие прочностные показатели как в долевом, так и поперечном относительно НП направлениях для сплава В-1480, минимальные их значения для обоих сплавов, которые являются определяющими для любых полуфабрикатов, одинаковы. Это свидетельствует о необходимости контроля текстуры листовых полуфабрикатов сплавов системы Al-Cu-Li с учетом того, что минимальные прочностные свойства текстурированных полуфабрикатов соответствуют 45° -ному направлению относительно НП, испытания в котором на практике не используются. Отсутствие текстуры и выраженной анизотропии механических свойств в сплаве В-1481, возможно, связано с наличием в нем скандия, который образует дисперсные частицы Al_3Sc , препятствующие формированию текстуры.

Ключевые слова: сплавы Al-Cu-Li; механические свойства; кристаллографическая текстура; анизотропия; количественный фазовый анализ.

Анизотропия механических свойств сплавов системы Al-Cu-Li выше, чем у других алюминиевых сплавов, и поэтому является предметом многочисленных исследований, в том числе обзоров [1, 2]. Эту анизотропию для сплавов Al-Cu-Li связывают с кристаллографической текстурой, при этом текстуры прокатки сплавов данной системы принципиально не отличаются от текстур не только других сплавов алюминия, но и других ГЦК металлов, и описываются компонентами: $\{112\}\langle 111\rangle$ (текстура «меди») и

$\{110\}\langle 112\rangle$ (текстура «латуни»), а также $\{123\}\langle 634\rangle$ (S-текстура) [1]. В большинстве случаев доминирует текстура латуни [2—5], обуславливающая основную особенность анизотропии сплавов Al-Cu-Li, для которых характерны минимальные показатели прочности в 45° -ном направлении.

Новый подход к интерпретации анизотропии сплавов с литием был предложен в работах И.Н. Фридляндера, В.Ф. Шамрая и А.А. Бабарэко, которые впервые построили полюсные фигуры для δ' -фазы и нашли связь анизотропии механических свойств сплавов Al-Li с особенностями текстуры δ' -фазы [6—8]. По данным [9] у сплавов AA6063 и AA6110, из которых один с кубической тек-

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

стурой, а другой с текстурой латуни, минимальная прочность в 45° -ном направлении, а максимальная в направлении прокатки (НП). В работе [10] исследовали влияние ориентации образца относительно НП и скорости деформации на свойства при квазистатических и динамических испытаниях на показатели одноосного растяжения листов сплавов AA1420, AA8090 и AA2060, которые относятся к сплавам Al-Li соответственно первого, второго и третьего поколений. Показано, что характеристики прочности и пластичности сплава третьего поколения AA2060 значительно превосходят таковые для сплавов AA1420 и AA8090. Сплав AA2060 отличается низкой формуемостью и наличием анизотропии механических свойств, однако степень анизотропии меньше, чем у сплавов AA1420 и AA8090.

В работе [11] исследовали анизотропию механических свойств при растяжении в трех направлениях листов сплава AA2198 (Al-3,35 Cu-0,99Li) в зависимости от условий искусственного старения и толщины листа. Зависимости анизотропии от толщины листа не обнаружено. Самая низкая степень анизотропии наблюдалась на пике старения. На образцах, испытанных в диагональном направлении, разброс механических свойств был более высокий по сравнению с двумя другими направлениями испытания. В работе [12] изучали анизотропию механических свойств при растяжении образцов листов толщиной 2 мм из сплава AA2060-T8 (Al-3,95Cu-0,75Li-0,7Zn-0,85Mg-0,3Mn-0,25Ag-0,11Zr), вырезанных под углами 0, 22,5, 45, 67,5 и 90° к НП. Исследования проводили при температурах 373, 423, 473, 523 и 573 К со скоростями деформации 0,001, 0,01 и $0,1 \text{ с}^{-1}$. Показано, что максимальные пределы прочности и текучести соответствуют направлениям 0 и 90° , а минимальные — под углами 45 и $67,5^\circ$. С повышением температуры испытания анизотропия снижается и выше 473К анизотропия свойств практически отсутствует. С увеличением скорости деформации возрастают значения пределов прочности и текучести, но анизотропия практически не меняется.

В работе [13] исследовали анизотропию механических свойств в плоскости листа и ее неоднородность по толщине 100-мм плит сплава Al-(3,2—3,9)Cu-(0,7—1,3)Li-(0,2—0,6)Mg-(0,2—0,7)Ag-(0,06—0,14)Zr-(0,2—

0,5)Mn. Показано, что при удалении от поверхности к среднему сечению плиты значения пределов прочности и текучести возрастают, при этом коэффициент плоскостной анизотропии (КПА) предела текучести увеличивается от 5,1 до 6,5%, а предела прочности — от 0,5 до 1,7%. Величины K_{Ic} составили 40,1, 31,9 и 24,3 МПа/м^{1/2} соответственно для ориентаций L-T, T-L и S-L. В работе [14] исследовали влияние текстуры и выделения интерметаллидных фаз на анизотропию ползучести сплава AA2195 при температурах 140—200 °С и напряжениях 150—200 МПа. В листах сплава с текстурой латуни максимальная деформация ползучести была у образцов 45° -ного направления относительно НП, что соответствовало минимальной прочности на растяжение в этом направлении для такой текстуры. При этом с повышением температуры и увеличением напряжения значение КПА деформации ползучести уменьшалось с 19,1 до 9,4%. Авторы [14] связывали это с изменением морфологии и количества выделяющихся при температурах ползучести частиц T_1 -фазы.

В работе [15] в исследованиях анизотропии ползучести сплава Al-3,45Cu-0,96Li-0,32Mg-0,26Ag-0,15Zr при разных уровнях напряжения показано следующее. При увеличении приложенного напряжения от $0,4\sigma_{0,2}$ до $0,7\sigma_{0,2}$ значение КПА деформации ползучести уменьшается от 0,232 до 0,141%, а после увеличения напряжения до $1,0\sigma_{0,2}$ оно возрастает до 0,462%. Следует указать, что, если при нагрузках $0,4\sigma_{0,2}$ и $0,7\sigma_{0,2}$ максимальная деформации ползучести была в поперечном направлении (ПН), а минимальная — в направлении прокатки (НП), что соответствовало анизотропии пределов текучести, значения которых были максимальны в НП, то при нагрузке $1,0\sigma_{0,2}$ деформация ползучести стала в НП почти вдвое выше, чем в ПН и 45° -ном направлении. В работе [16] исследовали анизотропию механических свойств при растяжении и деформации ползучести при напряжениях 120—200 МПа и температуре 180 °С пластин из сплава AA2195 с текстурой латуни. Результаты испытаний показали, что пределы прочности и текучести минимальны, а относительное удлинение и деформация ползучести максимальны в 45° -ном направлении к НП. При этом свойства на растяжение аналогичны для долевого (НП) и поперечного (ПН) на-

правлений, а деформация ползучести существенно ниже для ПН. Для пределов прочности и текучести КПА составляет ~5% и 20—40% для относительного удлинения и деформации ползучести.

В настоящей работе исследовали влияние кристаллографической текстуры на анизотропию механических свойств при растяжении в сплавах В-1480 и В1481 системы Al-Cu-Li

Материалы и методы исследования. Объектом исследования были листы сплавов В-1480, В-1481 толщиной 1,4 мм, полученные теплой прокаткой в ОАО «КУМЗ»². Их последующая термомеханическая обработка включала закалку с охлаждением в воде, правку и одно-, двух- или трехступенчатое искусственное старение. Содержание легирующих элементов в сплавах приведено в табл. 1.

Средние значения свойств в рассматриваемых направлениях определяли из соотношения:

$$X_{cp} = (X_{НП} + X_{ПН} + 2X_{45^\circ})/4, \quad (2)$$

где X — это E , σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ в направлениях НП, ПН и под углом 45° (в англоязычном варианте формула (2)): $X_m = (X_{RD} + X_{TD} + 2X_{45^\circ})/4$, где нижние индексы: m — mean; RD — Rolling Direction; TD — Transverse Direction).

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4,0 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Текстуру определяли с помощью обратных полюсных фигур (ОПФ) для α -твердого раствора. При этом использовали сборные образцы с плоскостью съемки, нормальной направлениям НП, ПН и 45° (см. фиг. 1).

Таблица 1

Фазовый и химический составы сплавов В-1480 и В-1481

Сплав	W_s	W_{T1}	Cu	Li	Ag	Mg	Zr	Sc
	мас. %		мас. %				ppm	
В-1480	5,0	5,6	3,76	1,12	0,31	0,37	842	0
В-1481	3,5	6,0	3,48	1,05	0,33	0,24	876	731

Механические свойства ($\sigma_{0,2}$, σ_b , δ) определяли в трех направлениях: долевом (направление прокатки (НП)), поперечном (ПН) и под углом 45° к НП (фиг. 1).

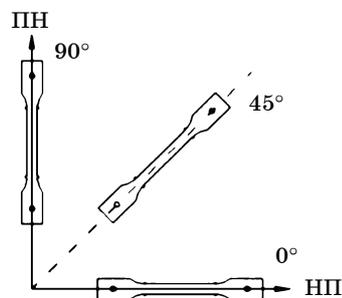
Испытание образцов на растяжение проводили на машине Zwick/Roell KAPPA 50DS. Скорость перемещения активного захвата на упругом участке составляла 2 мм/мин с последующим переключением на 5 мм/мин после достижения условного предела текучести. В каждом из трех направлений к плоскости листа сплавов испытывали по три образца.

Для каждого произвольного свойства (ПА — in-plane anisotropy index) КПА, %, определяли по уравнению [17]:

$$\text{КПА} = \frac{2X_{\max} - X_{\text{int}} - X_{\min}}{2X_{\max}} 100, \quad (1)$$

где X_{\max} , X_{\min} , X_{int} — максимальное, минимальное, промежуточное (interjacent) значения свойства X .

²Каменск-Уральский металлургический завод.



Фиг. 1. Схема вырезки образцов для механических испытаний

Нормированные значения полюсных плотностей определяли из выражения:

$$P_i = n \frac{I_i / R_i}{\sum_{i=1}^n (I_i / R_i)}, \quad (3)$$

где n — число рефлексов; I_i , R_i — интенсивности i -го рефлекса ($i = hkl$) текстурированного образца и бестекстурного эталона соответственно.

Для интерпретации анизотропии прочностных свойств использовали расчеты факторов Закса, которые являются обратными значениями факторов Шмида для системы октаэдрического скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$:

$$M_{cp}^x = \frac{1}{n} \sum_{hkl}^n P_{hkl}^x M_{hkl}, \quad (4)$$

где n — число рефлексов (hkl) ($n=7$); x — НП, 45° и ПН; P_{hkl}^x — полюсная плотность рефлекса (hkl) на ОПФ для направлений,

составляющих угол 0, 45 и 90° к НП; $M_{hkl} = 1/\Phi_{hkl}$; Φ_{hkl} — фактор Шмида для скольжения в системе $\{111\}\langle 110\rangle$ для ориентаций оси нагружения, соответствующих нормалям к плоскостям (hkl).

Количественный фазовый анализ сплавов выполняли в соответствии с развитой в [18] методикой, основанной на измерении периода решетки α -твердого раствора, оценке состава твердого раствора с помощью закона Вегарда и уравнений баланса химического и фазового составов.

Результаты исследования и их обсуждение. *Определение текстуры.* Кристаллографическую текстуру листов сплавов определяли с помощью ОПФ, при этом плоскости съемки соответствовали нормалям к трем направлениям в плоскости листа (см. фиг. 1), в которых определяли механические свойства. Такой способ определения текстуры в наибольшей степени подходит для интерпретации анизотропии механических свойств, поскольку для каждого из трех направлений в листе соответствующая ОПФ дает возможность определить относительное число зерен для ориентаций, соответствующих рефлексам на рентгенограмме, которое пропорционально полюсной плотности соответствующего рефлекса. Это позволяет рассчитать величины факторов Шмида для направлений механических испытаний и оценить текстурный вклад в анизотропию свойств.

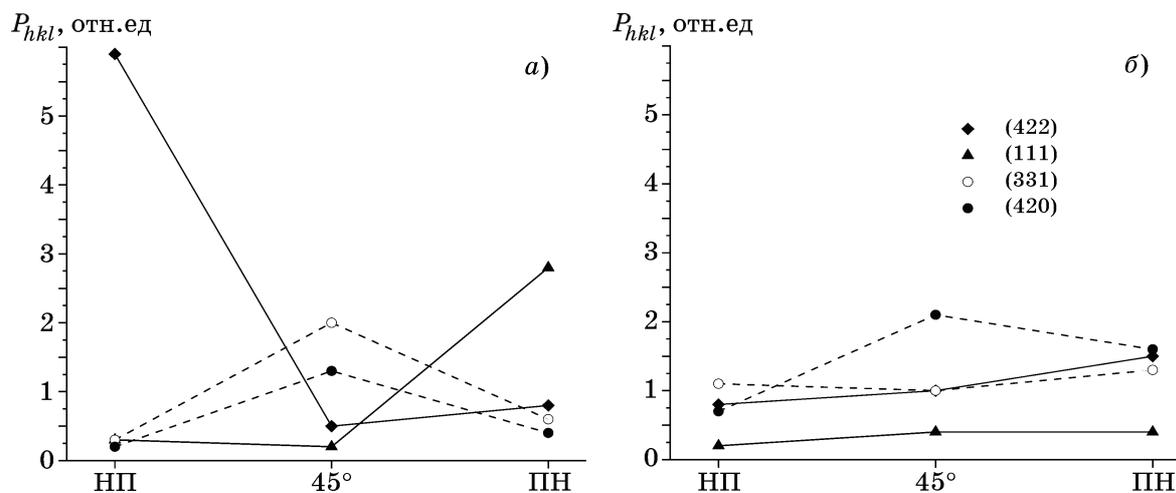
Особенностью текстуры листов являются существенные вариации текстуры в толщинном направлении, поэтому съемка ОПФ по-

перечных сечений дает возможность получить усредненные по толщине листа характеристики текстуры. Чтобы получить такую информацию съемкой образцов, параллельных плоскости листа, требуется значительно более трудоемкая съемка в разных сечениях листа. Для увеличения площади съемки, а следовательно, и интенсивности дифракции использовали наборные образцы.

Наряду с вариациями текстуры по толщине листа есть вариации и фазового состава, вызванные различиями условий теплоотвода при прокатке и термической обработке. Поскольку количественный фазовый анализ основан на измеренных периодах решетки, при съемке поперечных сечений эти данные также усредняются по сечению листа.

На фиг. 2 приведены данные о полюсных плотностях рефлексов α -твердого раствора, полученных из ОПФ для трех направлений листов сплавов. Для сплава В-1480 (фиг. 2, а) максимальная полюсная плотность в НП соответствует рефлексу (422), а в поперечном направлении — рефлексу (111). Это характерно для текстуры типа латуни $\{011\}\langle 112\rangle$, при этом в 45°-ном направлении повышенную полюсную плотность имеют рефлексы (331) и (420). Для сплава В-1481 (фиг. 2, б) характерно отсутствие выраженной текстуры.

Данные количественного фазового анализа. Количественный фазовый анализ (КФА) сплавов выполняли в соответствии с методикой [18], основанной на определении величины периода решетки α -твердого раствора, законе Вегарда, уравнениях баланса химического и фазового составов. В результате



Фиг. 2. Полюсные плотности рефлексов (422), (111), (331), (420) на ОПФ для НП, 45° и ПН листов толщиной 1,4 мм сплавов В-1480 (а) и В-1481 (б)

получены следующие уравнения для определения количества интерметаллидных фаз T_1 (Al_2CuLi) и δ' (Al_3Li):

$$W_\alpha = \frac{(X_{Li}^{\delta'} - X_{Li}^{T_1})(X_{Al}^0 X_{Cu}^{T_1} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^0) - (X_{Li}^{\delta'} - X_{Li}^{T_1})(100 X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^\alpha X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{T_1} X_{Li}^\alpha)}{(X_{Li}^{\delta'} - X_{Li}^{T_1})(X_{Al}^0 X_{Cu}^{T_1} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^0) - (X_{Li}^{\delta'} - X_{Li}^{T_1})(100 X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^\alpha X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{T_1} X_{Li}^\alpha)} \dots \rightarrow$$

$$\dots \rightarrow \frac{-X_{Al}^{\delta'} X_{Cu}^{T_1} (X_{Li}^0 - X_{Li}^{T_1})}{-X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^\alpha - X_{Al}^{\delta'} X_{Cu}^{T_1} (X_{Li}^\alpha - X_{Li}^{T_1})} 100,$$

$$W_{T_1} = \frac{100 X_{Cu}^0 - X_{Cu}^\alpha W_\alpha}{X_{Cu}^{T_1}}, \quad (5)$$

$$W_{\delta'} = 100 - W_\alpha - W_{T_1},$$

где X_{Al}^0 , X_{Cu}^0 , X_{Li}^0 — содержания алюминия, меди и лития в сплаве, массовые доли; W_α , W_{T_1} , $W_{\delta'}$ — содержания фаз α , T_1 , δ' , мас.%; X_{Li}^α , $X_{Al}^{T_1}$, $X_{Li}^{T_1}$, $X_{Cu}^{T_1}$, $X_{Al}^{\delta'}$, $X_{Li}^{\delta'}$ — содержания лития, алюминия, меди в фазах α , T_1 , δ' , массовые доли.

Значения параметров $X_{Al}^{T_1}$, $X_{Li}^{T_1}$, $X_{Cu}^{T_1}$, $X_{Al}^{\delta'}$, $X_{Li}^{\delta'}$ рассчитывали из стехиометрии фаз T_1 (Al_2CuLi) и δ' (Al_3Li). Для оценки параметра X_{Cu}^α использовали соотношение:

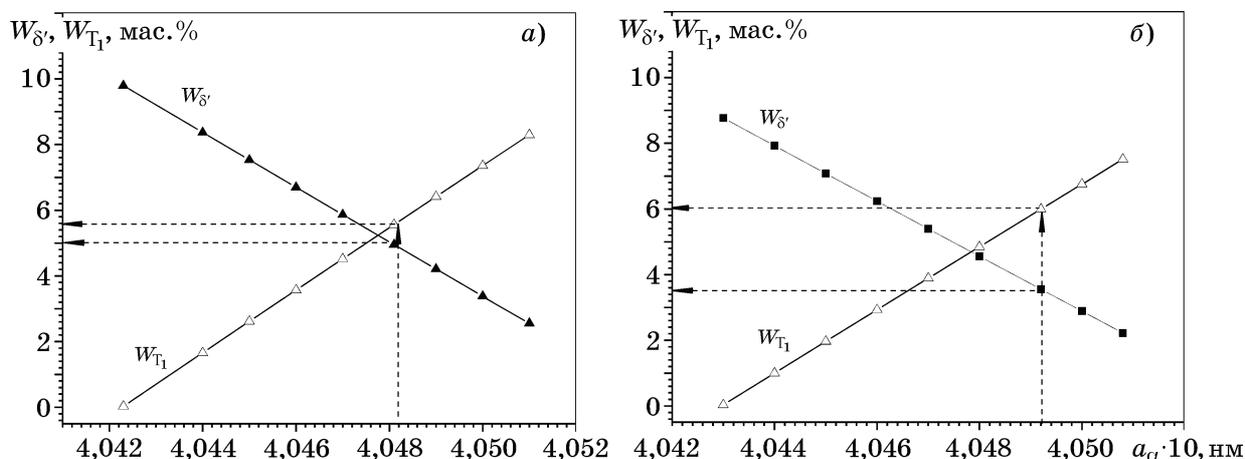
$$X_{Cu}^\alpha = (a_\alpha - a_{Al}) / (\Delta a / \Delta X)_{Cu}^\alpha$$

$(\Delta a / \Delta X)_{Cu}^\alpha$ — изменение параметра решетки на 1 мас.% Cu, Å/мас.%.

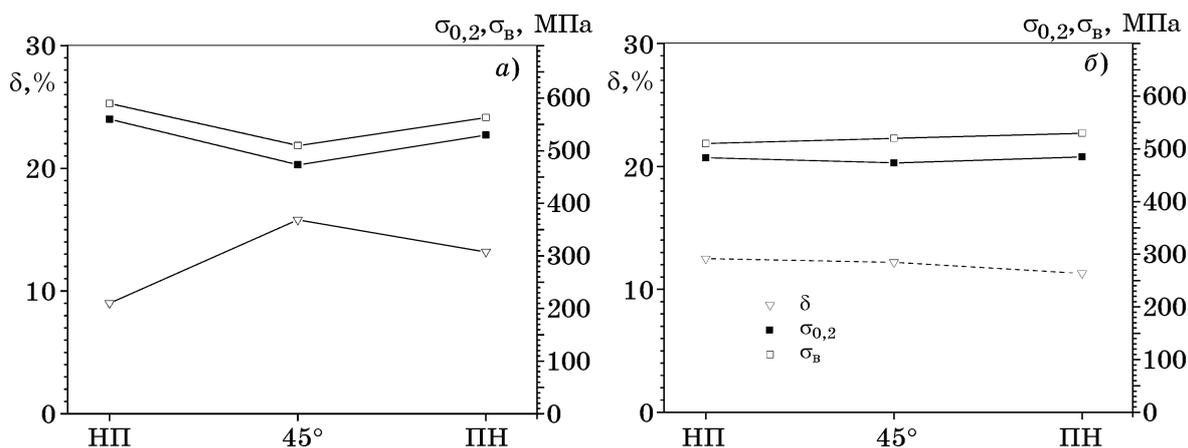
Вычисленные по соотношениям (5) количества δ' - и T_1 -фаз для каждого сплава использованы при построении фиг. 3, с их помощью на основании измеренных величин периодов решетки α -твердого раствора определяли количественный фазовый состав сплавов (см. табл. 1).

В работе [19] приведена схема определения величин периодов решетки. При этом необходимо учитывать неодинаковый уровень запасенной энергии деформации зерен разных ориентаций, что приводит к ориентационной зависимости распада твердого раствора и, следовательно, к вариациям периодов решетки, рассчитанных для разных рефлексов. Исходя из этого при оценке состава твердого раствора и количества интерметаллидных фаз проводили усреднение периодов решетки по всем ориентировкам с учетом относительного числа зерен каждой из этих ориентировок, т.е. их полюсной плотности. Такой достаточно сложный способ оценки периодов решетки α -твердого раствора обусловлен тем, что от точности этой оценки зависит точность определения фазового состава методом КФА. На фиг. 3 показано, как с помощью величин периодов решетки твердого раствора определены количества интерметаллидных фаз.

Механические свойства. На фиг. 4 и в табл. 2 приведены механические свойства сплавов при испытании на растяжение в трех направлениях и средние значения этих свойств, рассчитанные по уравнению (2). Из табл. 2 следует, что средние значения прочностных свойств выше у сплава В-1480. Это можно объяснить большим содержанием основных легирующих элементов в данном сплаве (табл. 1). При этом средние значения пределов текучести и прочности различаются соответственно на 30 и 23 МПа (см. табл. 2), в то время как предел текучести в НП в сплаве В-1480 выше, чем в сплаве В-1481 на 77 МПа, а в 45°-ном направлении пределы текучести сплавов совпадают. Это



Фиг. 3. Взаимосвязь количества T_1 - и δ' -фаз (W_{T_1} и $W_{\delta'}$) в сплавах В-1480 (а) и В-1481 (б) и периодов решетки α -твердого раствора (a_α)



Фиг. 4. Механические свойства на растяжение сплавов В-1480 (а) и В-1481 (б)

Таблица 2

Механические свойства на растяжение сплавов В-1480 и В-1481

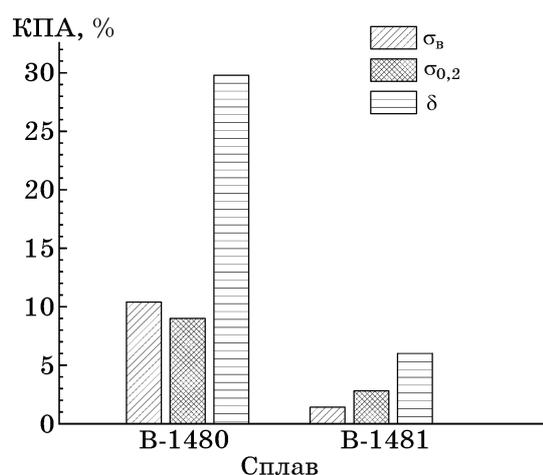
Сплав	σ _{0,2} , МПа				σ _в , МПа				δ, %			
	НП	45°	ПН	Ср.	НП	45°	ПН	Ср.	НП	45°	ПН	Ср.
В-1480	560	473,3	530	509	590	510	563,3	543	9,0	15,8	13,2	13,4
В-1481	483,3	473,3	485	479	510	520	530	520	12,5	12,2	11,3	12,1

является следствием того, что листы сплава В-1480 обладают выраженной анизотропией, при которой в 45°-ном направлении пределы текучести и прочности существенно меньше, а величина относительного удлинения выше, чем в ПН и особенно в НП.

Обсуждение результатов. На фиг. 5 приведены значения КПА, рассчитанные по соотношению (1), которые демонстрируют существенную разницу анизотропии механических свойств листов толщиной 1,4 мм сплавов В-1480 и В-1481. Видно, что величины КПА для сплава В-1480 более чем в пять раз превышают эти величины для сплава В-1481.

Эта разница обусловлена различием кристаллографических текстур листов сплавов. Сплав В-1480 характеризуется выраженной текстурой латуни {011}<112> (фиг. 2, а), в то время как листы сплава В-1481 выраженной текстурой не обладают. Результаты расчета ориентационных факторов Закса на основании соотношения (4) приведены в табл. 3 и 4 для сплавов В-1480 и В-1481. Для сплава В-1480 максимальный фактор Закса соответствует поперечному направлению ($M_{ср}^{ПН} = 2,9$), а минимальный — 45°-ному направлению ($M_{ср}^{45°} = 2,36$). В НП фактор Закса незначительно выше, чем в 45°-ном направлении

($M_{ср}^{ПН}/M_{ср}^{45°} = 1,04$), в то время как в ПН это отношение составляет 1,23 (см. табл. 3). Сопоставление этих величин, рассчитанных из текстурных данных, с отношениями пределов текучести ($\sigma_{0,2}^x/\sigma_{0,2}^{45°}$) в соответствующих направлениях показывает, что минимальный предел текучести, как и минимальный фактор Закса, соответствует 45°-ному направлению. Однако при этом отношение пределов текучести в НП и 45°-ном направлении со-



Фиг. 5. Коэффициенты плоскостной анизотропии (КПА) для пределов прочности, пределов текучести и относительного удлинения сплавов В-1480 и В-1481

Таблица 3

**Схема расчета факторов Закса для системы скольжения {111}<110>
для листа сплава В-1480**

<i>hkl</i>	M_{hkl}	P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x M_{hkl}$		
		<i>x</i> =НП	<i>x</i> =45°	<i>x</i> =ПН	<i>x</i> =НП	<i>x</i> =45°	<i>x</i> =ПН
111	3,67	0,26	0,18	2,82	0,95	0,66	10,35
200	2,45	0,13	2,52	0,28	0,32	6,17	0,69
220	2,45	0,12	0,14	1,86	0,29	0,34	4,56
113	2,24	0,17	0,39	0,26	0,38	0,87	0,58
331	2,34	0,27	1,98	0,56	0,63	4,63	1,31
420	2,04	0,19	1,26	0,40	0,39	2,57	0,82
422	2,44	5,86	0,52	0,82	14,30	1,27	2,00
$M_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x M_{hkl}$							
					2,47	2,36	2,90
					$M_{cp}^x / M_{cp}^{45^\circ} \quad (\sigma_{0,2}^x / \sigma_{0,2}^{45^\circ})$		
					1,04(1,18)	1,00(1,00)	1,23(1,12)

Таблица 4

**Схема расчета факторов Закса для системы скольжения {111}<110>
для листа сплава В-1481**

<i>hkl</i>	M_{hkl}	P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x M_{hkl}$		
		<i>x</i> =НП	<i>x</i> =45°	<i>x</i> =ПН	<i>x</i> =НП	<i>x</i> =45°	<i>x</i> =ПН
111	3,67	0,18	0,37	0,42	0,66	1,36	1,54
200	2,45	2,54	0,57	0,57	6,22	1,40	1,40
220	2,45	1,14	0,91	1,04	2,79	2,23	2,55
113	2,24	0,5	1,08	0,52	1,12	2,42	1,16
331	2,34	1,12	1,03	1,34	2,62	2,41	3,14
420	2,04	0,69	2,08	1,58	1,41	4,24	3,22
422	2,44	0,84	0,97	1,54	2,05	2,37	3,76
$M_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x M_{hkl}$							
					2,41	2,35	2,40
					$M_{cp}^x / M_{cp}^{45^\circ} \quad (\sigma_{0,2}^x / \sigma_{0,2}^{45^\circ})$		
					1,03(1,02)	1,00(1,00)	1,02(1,03)

ставляет 1,18, а в ПН — только 1,12, тогда как для факторов Закса это отношение было выше в ПН.

Выявленное несоответствие может быть связано с наличием интерметаллидных частиц, анизотропия свойств которых отличается от анизотропии α -твердого раствора. Такое объяснение возможно, несмотря на то, что

количество интерметаллидов существенно меньше по сравнению с α -твердым раствором. Однако прочность интерметаллидов, в особенности T_1 -фазы, значительно выше, чем у α -твердого раствора, и поэтому вклад интерметаллидных фаз может существенно превышать их объемную долю. Однако в работе [19] на сплавах той же системы легиру-

вания В-1441, В-1461 и В-1469 показано, что для текстуры α -твердого раствора типа латуни, которая воспроизводится также и для когерентной δ' -фазы, анизотропия свойств δ' -фазы не дает преимуществ для НП и ПН направлений, и при этом характеризуется максимальной прочностью в 45° -ном направлении, что противоречит анизотропии пределов текучести.

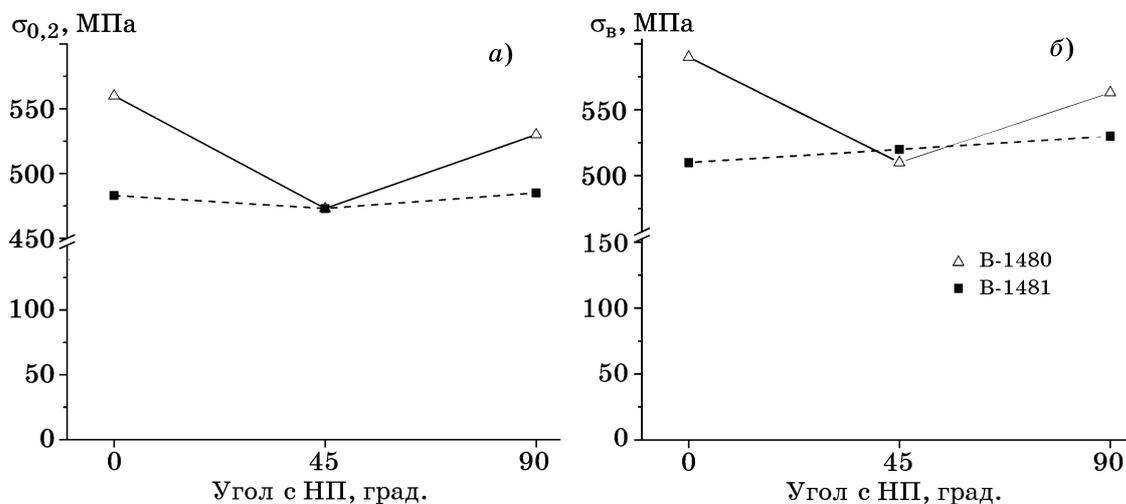
Кроме того, как показано в работе [19], T_1 -фаза не может быть причиной аномальной анизотропии свойств сплавов с текстурой латуни, поскольку максимальная аномалия пределов текучести была обнаружена в сплаве В-1441, в котором количество этой фазы минимально ($<1\%$). Повышенную прочность в продольном направлении (НП) по сравнению с ПН можно объяснить эффектом Холла—Петча, поскольку эффективный размер зерна при нагружении в НП существенно ниже, чем в ПН, вследствие вытянутости зерен в этом направлении. Для сплава В-1481 (см. табл. 4) расчетные отношения факторов Закса и отношения экспериментальных пределов текучести близки, однако это не является свидетельством того, что для этого сплава характер анизотропии отличается. Это связано с тем, что листы этого сплава не обладают выраженной текстурой, а следовательно, и анизотропией, при этом отношения факторов Закса и пределов текучести близки к единице. Интерес представляет выяснение причин такого радикального различия текстур в листах сплавов одинаковой толщины и близких составов.

Полученные в работе результаты демонстрируют важную роль текстуры и связан-

ной с ней анизотропии механических свойств для сплавов системы Al-Cu-Li. На фиг. 6 приведено сопоставление прочностных свойств сплавов В-1480 и В-1481 в зависимости от направления относительно НП в плоскости листа.

Средние значения пределов текучести и прочности для сплава В-1480 выше, чем в сплаве В-1481, соответственно на 30 и 23 МПа (см. табл. 2), однако минимальные значения как текучести, так и прочности совпадают (соответственно 473 и 510 МПа). Важно также отметить, что средние значения прочностных свойств не отражают реальной разницы показателей прочности, которые рассчитывались с учетом результатов испытаний в 45° -ном направлении, которые не используются на практике. Для испытаний в ПН относительно НП эта разница выше, соответственно 45 и 33 МПа, а для испытаний в НП эта разница составляет 77 и 80 МПа. В большинстве случаев используют испытания в ПН, для которых разница пределов текучести тоже почти 50 МПа. Даже для высокопрочных алюминиевых сплавов эта разница достаточно большая. Главная проблема заключается в том, что для текстурированных листов, а таких большинство, минимальные значения прочности соответствуют 45° -ному направлению, для которого испытания не проводятся. Так, для сплава В-1480 предел текучести в ПН равен 530 МПа и эта величина войдет в его паспортные данные, тогда как в 45° -ном направлении отмечается минимальный предел текучести — 473 МПа.

Таким образом, наличие текстуры в листах сплавов системы Al-Cu-Li приводит к



Фиг. 6. Значения пределов текучести (а) и прочности (б) сплавов В-1480 и В-1481

сильной анизотропии, вызывающей значительное снижение минимальных прочностных свойств, величину которых нельзя оценить из стандартной схемы испытаний. Возникает вопрос, каким образом можно избежать формирования выраженной текстуры. Для ответа на этот вопрос необходимо провести исследования формирования текстуры на отдельных технологических этапах. Мы обратили внимание на то, что составы исследованных сплавов (см. табл. 1) близки и принципиально они различаются только тем, что в составе сплава В-1481 присутствует 731 ppm Sc, который отсутствует в сплаве В-1480. Известно, что добавление в алюминиевые сплавы 0,2 мас. % Sc приводит к существенному повышению их прочности и температуры рекристаллизации в результате образования фазы Al_3Sc . При этом цирконий может замещать скандий в этой фазе и по существу они практически суммируются. В сплаве В-1481 суммарное содержание Sc + Zr составляет 0,16 мас. % и, возможно, этого достаточно, чтобы на финишной стадии прокатки, которая осуществляется при температурах ниже растворимости этой фазы, последняя и воздействует на текстурообразование в сплаве. В работе [19] исследовали текстуру и анизотропию механических свойств сплавов 1441, В-1461 и В-1469. При этом первые два сплава имели выраженную текстуру и соответствующую анизотропию свойств, а в сплаве В-1469 текстура и анизотропия свойств были слабо выраженными и в его составе присутствовало 1280 ppm Sc, а совместно с цирконием 1870 ppm. В сплаве 1441 скандий отсутствовал, а сплав В-1461 содержал 977 ppm Sc, при этом листы данного сплава толщиной 2,4 мм характеризовались выраженной текстурой и анизотропией механических свойств. Возможно, что для этих листов температура финишной прокатки была выше, чем для листов толщиной 1,4 мм сплава В-1481, а также сплава В-1469 толщиной 1,9 мм, и заметная часть скандия растворилась в α -твердом растворе, т.е. количество фазы Al_3Sc было недостаточным для растекстурирования листов сплава. Для выяснения причин формирования в сплавах анизотропного и изотропного состояний необходимо провести специальное исследование.

Выводы. 1. Исследование фазового состава, кристаллографической текстуры и ани-

зотропии механических свойств при растяжении образцов листов толщиной 1,4 мм из сплавов В-1480 и В-1481 показало, что в листах сплава В-1480 формируется интенсивная текстура типа «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$.

2. Сплав В-1480 характеризуется выраженной анизотропией механических свойств, при этом максимальные показатели пределов текучести и прочности соответствуют направлению прокатки (НП) и составляют 560 и 590 МПа соответственно, а минимальные показатели выявлены в 45° -ном направлении относительно НП и составляют 473 и 510 МПа.

3. В сплаве В-1481 формируется слабо выраженная текстура и соответственно практически отсутствует анизотропия пределов текучести и прочности, которые составляют в НП 483 и 510 МПа соответственно, а в 45° -ном направлении 473 и 520 МПа.

4. Расчеты факторов Закса из текстурных данных для сплава В-1480 показали, что минимальные значения этих показателей, также как и показателей прочности, соответствуют 45° -ному направлению, но факторы Закса выше в поперечном направлении (ПН), тогда как прочностные свойства выше в НП.

5. Прочностные показатели в НП и ПН сплава В-1480 значительно выше, чем для сплава В-1481, однако минимальные показатели для обоих сплавов одинаковые из-за низких прочностных свойств текстурированного сплава В-1480 в 45° -ном направлении.

6. Отсутствие текстуры и выраженной анизотропии механических свойств в сплаве В-1481 возможно связано с наличием в его составе скандия, который образует препятствующие текстурообразованию дисперсные частицы Al_3Sc .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Бецофен, С.Я.* Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов Al-Cu-Li и Al-Mg-Li. Обзор / С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, М.И. Князев // Деформация и разрушение материалов. 2015. №11. С.10—26.
2. *Abd el-Aty, A.* Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review / A. Abd el-Aty, X. Yong, X. Guo, S.-H. Zhang, Y. Ma, D. Chen // 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. Tech. 2023. V.26. P.3368—3382.
4. *Zhang Han.* Effect of applied stress level on anisotropy in creep-aging behavior of Al-Cu-Li alloy /

- Zhang Han, Li He, Peng Wenfei, Jiang Zhenru, Ma Kai, Lin Longfei, Shao Yiyu, Zhan Lihua // *J. Mater. Res. Tech.* 2023. V.27. P.4390—4402.
5. *Zhao Gongshu*. Effect of microstructural inhomogeneity on mechanical anisotropy of Al-Cu-Li alloy plate / Zhao Gongshu, Li Hongying, Jin Dong, Bao Xinhan, Yao Yong, Zheng Ziqiao // *J. Mater. Res. Tech.* 2024. V.29. P.634—643.
 6. *Фридляндер, И.Н.* Эффект рекристаллизации в сплавах системы Al-Mg-Li-Cu / И.Н. Фридляндер, Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова, Т.П. Федоренко, Л.В. Латушкина // *Технология легких сплавов*. 1996. №5. С.32—34.
 7. *Фридляндер, И.Н.* Текстура листа из сплава 1430 системы Al-Li-Mg-Cu и анизотропия его предела текучести / И.Н. Фридляндер, В.Ф. Шамрай, А.А. Бабарэко, Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова, И.В. Эгиз // *Металлы*. 1999. №2. С.79—84.
 8. *Фридляндер, И.Н.* Кристаллографическая анизотропия предела текучести текстурированных листов из сплава 1420 / И.Н. Фридляндер, А.А. Бабарэко, В.Ф. Шамрай [и др.] // *Технология легких сплавов*. 1994. №3—4. С.5—12.
 9. *Frodal, B.H.* On fracture anisotropy in textured aluminium alloys / B.H. Frodal, S. Thomesen, T. Birvik, O.S. Hopperstad // *Intern. J. Solids and Structures*. 2022. V.244—245. Art.111563.
 10. *Abdel-Aty Ali*. Experimental investigation of tensile properties and anisotropy of 1420, 8090 and 2060 Al-Li alloys sheet undergoing different strain rates and rates and fibre orientation : a comparative study / Abdel-Aty Ali, Xu Yong, Zhang Shihong, Ma Yan, Chen Dayong // *Procedia Eng.* 2017. V.207. P.1813—1820.
 11. *Examilioti, T.N.* On anisotropic tensile mechanical behavior of Al-Cu-Li AA2198 alloy under different ageing conditions / T.N. Examilioti, W. Li, N. Kashaev, V. Ventzke, B. Klusemann, M. Tiriyakioglu, N. D. Alexopoulos // *J. Mater. Res. Tech.* 2023. V.24. P.895—908.
 12. *Abdel-Aty Ali*. Characterization and constitutive analysis-based crystal plasticity of warm flow and fracture behaviours of 2060 Al-Cu-Li alloy / Abdel-Aty Ali, Ha Sangyul, Hou Yong, Xu Yong, Zhang Shi-Hong, Liang-Liang Xia, Ahmed Mohamed M.Z. // *J. Mater. Res. Tech.* 2023. V.26. P.1624—1648.
 13. *Zhao Gongshu*. Effect of microstructural inhomogeneity on mechanical anisotropy of Al-Cu-Li alloy plate / Zhao Gongshu, Li Hongying, Jin Dong, Bao Xinhan, Yao Yong, Zheng Ziqiao // *J. Mater. Res. Tech.* 2024. V.29. P.634—643.
 14. *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. Tech.* 2023. V.26. P.3368—3382.
 15. *Zhang Han*. Effect of applied stress level on anisotropy in creep-aging behavior of Al-Cu-Li alloy / Zhang Han, Li He, Peng Wenfei, Jiang Zhenru, Ma Kai, Lin Longfei, Shao Yiyu, Zhan Lihua // *J. Mater. Res. Tech.* 2023. V.27. P.4390—4402.
 16. *Peng Nanhui*. Anisotropy in creep-aging behavior of Al-Li alloy under different stress levels : experimental and constitutive modeling / Peng Nanhui, Zhan Lihua, Liu Yongqian Xuhunhui, Ma Bolin, Chen Kai, Ren Haobo // *J. Mater. Res. Tech.* 2022. V.20. P.3456—3470.
 17. *Бецофен, С.Я.* Закономерности влияния состава Al-Li сплавов на количественное соотношение $\delta'(Al_3Li)$ -, $S_1(Al_2MgLi)$ - и $T_1(Al_2CuLi)$ -фаз // *Металлы*. 2015. №1. С.59—66. — (С.Я. Бецофен, V.V. Antipov, I.A. Grushin, M.I. Knyazev, L.B. Khokhlatova, A.A. Alekseev, «Effect of the composition of Al-Li alloys on the quantitative relation between the $\delta'(Al_3Li)$, $S_1(Al_2MgLi)$, and $T_1(Al_2CuLi)$ phases». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015. №1. P.51—58.)
 18. *Lin Ben*. Anisotropy of Al-Li alloy plate and its heredity effect in mechanical property distribution of spun-dome / Lin Ben, Ma Peng-Cheng, Li Hao-Ran, Deng San-Xi, Zeng Guang-Jun, Tang Jian-Guo, Li Jin-Feng, Li Xi-Wu // *The Nonferrous Metals Soc. China*. 2023. V.33. P.1318—1330.
 19. *Гордеева, М.И.* Исследование текстуры и анизотропии механических свойств сплавов системы Al-Cu-Li / М.И. Гордеева, С.Я. Бецофен, А.В. Шалин, Р. Ву, М.С. Оглодков, Д.А. Прокопенко, Е.И. Максименко // *Деформация и разрушение материалов*. 2024. №7. С.32—40.