

УДК 669.725.-415/416:621.771  
DOI 10.17223/19988621/42/11

Ю.В. Тузов, И.И. Папилов

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БЕРИЛЛИЕВЫХ ЛИСТОВ

Изучено влияние параметров прокатки на дислокационную структуру листов бериллия. Установлено, что оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств достигается в материале со сформированной субзеренной структурой с пониженной плотностью дислокаций. Такая субструктура формируется в прокатанном при высоких температурах (выше температуры рекристаллизации) бериллии высокой чистоты.

**Ключевые слова:** бериллий, прокатка бериллия, бериллиевый лист, структура, механические свойства.

Благодаря своим ядерно-физическим и механическим свойствам бериллий является перспективным материалом для многих областей современной техники. В частности, поскольку он «прозрачен» для рентгеновского излучения, из него изготавливают окна рентгеновских трубок и различных физических приборов. Для этого требуется бериллиевая фольга толщиной 10–200 мкм. При толщине фольги менее 100 мкм на металле порошкового происхождения не удаётся добиться вакуумплотности из-за включений оксида и интерметаллидов, неизбежно присутствующих в таком металле [1, 2]. Поэтому тонкие фольги получают прокаткой высокочистого бериллия литейного происхождения. Исходным материалом для прокатки фольг являются бериллиевые листы толщиной ~1 мм, структура и механические свойства которых во многом определяют качество получаемых фольг. К сожалению, систематические данные по влиянию параметров прокатки на структуру и свойства бериллиевых листов в литературе практически отсутствуют.

Например, в [3] изучены характеристики дислокационной структуры прокатанного электролитического бериллия. В деформированном металле наблюдаются большие дислокационные скопления, особенно в плоскости  $(1\bar{1}20)$ . Часто наблюдаются вытянутые дислокационные призматические петли. Дислокации большей частью закреплены выделениями. Авторы отмечают высокую стабильность закрепленных выделениями дислокационных петель. При исследовании микродеформационных характеристик бериллия Бонфильд и Ли [4] наблюдали 2 стадии упрочнения листов, имевших различия в дислокационной структуре. На первой стадии упрочнения дислокационная структура состоит из вытянутых линий с вектором Бюргерса  $1/3\langle 1\bar{1}20 \rangle$ . Вблизи включений и у границ зерен плотность дислокаций повышена и в отдельных областях кристаллитов достигает величины  $1.5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . На второй стадии упрочнения плотность дислокаций не возрастает, но на дислокациях образуются ступеньки. Вблизи ступенек видны большие вытянутые дислокационные петли, из которых в процессе множественного скольжения образуются мелкие петли.

Субструктурный фактор играет важную роль в проблеме низкотемпературной хрупкости бериллия. Хотя строгая количественная взаимосвязь между состоянием

субструктуры и физико-механическими свойствами еще однозначно не установлена, важно, что изменение субструктурного состояния бериллия, достигаемое средствами пластической деформации и термообработки, позволяет существенно влиять на прочностные и пластические характеристики металла. В связи с этим представляет интерес рассмотрение влияния параметров прокатки на дислокационную структуру листов бериллия. В настоящей работе рассмотрена зависимость дислокационной структуры листов бериллия от температуры прокатки, чистоты бериллия, таких параметров деформационной обработки, как степень суммарного и единичного обжатия, а также условий последеформационного отжига.

### Материал и методика исследования

В данной работе использовали литой материал трех сортов: сорт А (99.95 % бериллия); сорт В (99.87 % бериллия); сорт С (99.20 % бериллия).

Содержание металлических примесей в каждом из сортов приведено в табл. 1.

Отлитые в вакууме заготовки сначала экструдировали при 850 °С, а затем осаживали. После отжига исходные заготовки имели равноосную структуру с размером зерна  $d = 100$  мкм. Вырезанные из такой заготовки диски помещали в стальные чехлы и прокатывали при трех температурах – 500, 700 и 900 °С. Суммарную степень обжатия ( $\Sigma \varepsilon_d$ ) меняли от 20 до 90 %, а степень обжатия за проход ( $\varepsilon_i$ ) составляла от 7 до 30 %. Из прокатанных бериллиевых полос электроэрозионным способом вырезали образцы для механических испытаний.

Таблица 1

Содержание металлических примесей в каждом из сортов бериллия

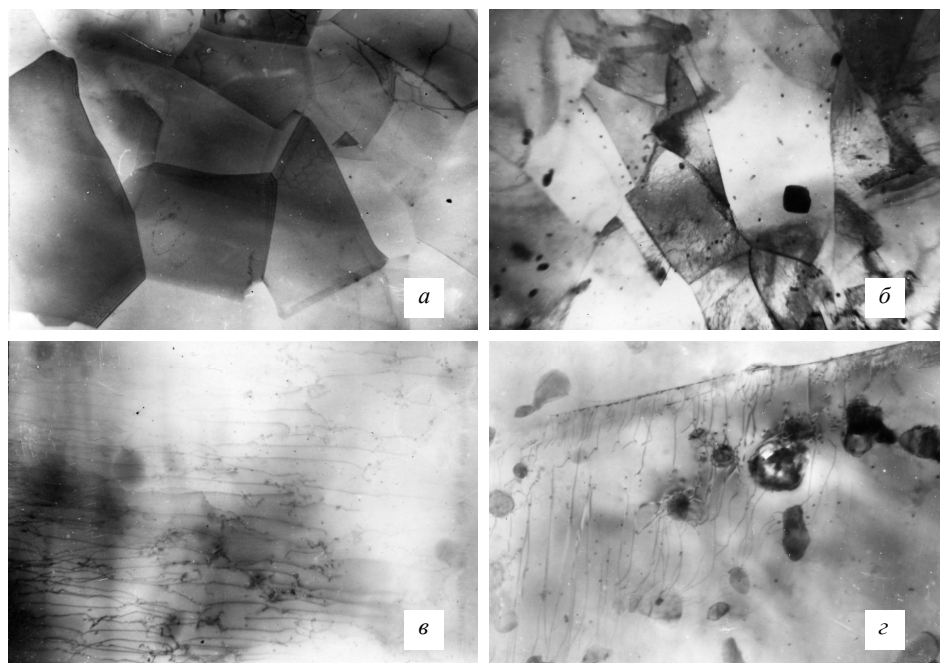
Сорт материала	Примеси, % по массе $10^2$								
	Fe	Al	Cu	Si	Mn	Mg	Cr	Ni	Mo
А	0.3	0.2	0.3	0.2	0.03	0.01	0.01	0.01	0.2
В	0.8	0.4	0.3	0.3	0.03	0.01	0.03	0.01	0.3
С	10	8.4	4.2	2.2	0.97	0.16	-	0.4	-

Для структурных исследований были использованы оптическая металлография и просвечивающая электронная микроскопия. Механические испытания образцов проводились на трёхточечный изгиб и на растяжение. Образцы на растяжение имели плоскую форму с площадью сечения рабочей части  $\sim 4$  мм<sup>2</sup>. Образцы на изгиб имели размеры 30×4×1 мм. Скорость движения ножа при изгибе и подвижного захвата при растяжении составляла 0.1 мм/мин. За условную температуру хрупко-пластичного перехода  $T_x$  принимали температуру изгиба образца на 90° без разрушения.

### Экспериментальные результаты

#### Влияние температуры прокатки

Субструктура листов, прокатанных при 500, 700 и 900 °С после отжига до зерен размером 50 мкм имеет существенное различие. Если листы, прокатанные при 500 и 700 °С, отличаются только структурой дислокаций леса, то в листах, прокатанных при 900 °С сохраняется субзеренная структура (рис. 1, а, б). С понижением чистоты материала средний размер субзерен уменьшается (табл. 2).



**Рис. 1.** Субструктура листов бериллия после отжига ( $d = 50 \mu\text{м}$ ), прокатанных с суммарной степенью обжатия 90 % при единичном обжатии – 7 % и температуре – 900 °С: *а* – сорт А,  $\times 8500$ ; *б* – сорт В,  $\times 8500$ ; *в* – сорт А,  $\times 17000$ ; *г* – сорт С,  $\times 17000$ .

**Fig. 1.** Substructure of the beryllium sheets after annealing ( $d = 50 \mu\text{m}$ ), rolled with total compression degree of 90%; at singular compression, 7 % at temperature of 900 °С: (*a*) grade А,  $\times 8500$ ; (*б*) grade В,  $\times 8500$ ; (*в*) grade А,  $\times 17000$ ; and (*г*) grade С,  $\times 17000$

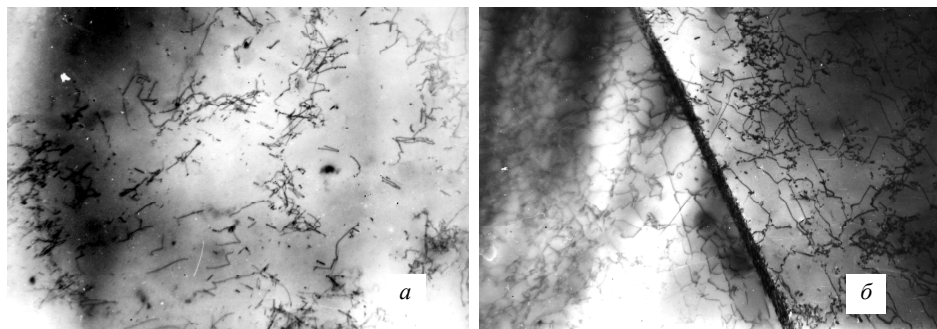
Таблица 2

## Структурные характеристики листов

Сорт листов	А		В		С	
Температура прокатки, °С	500	900	500	900	500	900
Плотность дислокаций, $\text{см}^{-2}$	$1.3 \cdot 10^9$	$1 \cdot 10^8$	$2.3 \cdot 10^9$	$8.3 \cdot 10^9$	$4.8 \cdot 10^9$	$2.7 \cdot 10^9$
Размер субзерен, мкм	-	10	-	7.5	-	6.0
$T_x$ , °С	80	65	115	65	110	65

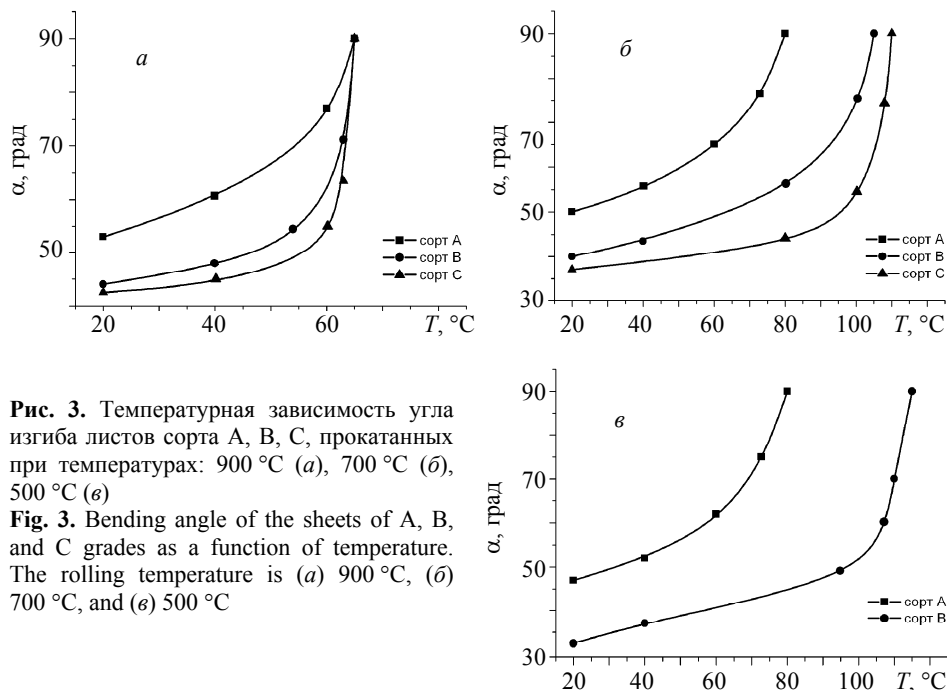
В листах, прокатанных при 900 °С, дислокации в основном представляют собой длинные прямые параллельные линии (рис. 1, *в*, *г*). Плотность дислокаций зависит от чистоты материала и изменяется в пределах  $1 \cdot 10^8 - 2.7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ . В листах, прокатанных при 500 °С, плотность дислокаций несколько выше ( $1.3 \cdot 10^9 - 4.8 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) и наблюдаемая картина качественно отличается. Распределение дислокаций неоднородное. Дислокационные линии короткие, с большим количеством перегибов, диполей (рис. 2, *а*, *б*). Наблюдаются дислокационные скопления высокой плотности ( $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), особенно у границ зерен.

На рис. 3 представлена температурная зависимость угла изгиба листов бериллия трёх сортов, прокатанных при 900, 700 и 500 °С. Сравнение полученных результатов показывает, что снижение температуры прокатки от 900 до 500 °С приводит к повышению  $T_x$ . Различие в величине  $T_x$  определяется, главным образом,



**Рис. 2.** Субструктура листов бериллия после отжига ( $d = 50$  мкм), прокатанных с суммарной степенью обжатия 90 % при единичном обжатии – 7 % и температуре – 500 °С,  $\times 17000$ : а – сорт А; б – сорт С

**Fig. 2.** Substructure of the beryllium sheets after annealing ( $d = 50$   $\mu\text{m}$ ), rolled with total compression degree of 90 %; at singular compression of 7 % at temperature of 500 °С,  $\times 17\,000$ : (a) grade A and (b) grade C



**Рис. 3.** Температурная зависимость угла изгиба листов сорта А, В, С, прокатанных при температурах: 900 °С (а), 700 °С (б), 500 °С (в)

**Fig. 3.** Bending angle of the sheets of A, B, and C grades as a function of temperature. The rolling temperature is (a) 900 °С, (б) 700 °С, and (в) 500 °С

чистой материала. Снижение температуры прокатки для самого чистого материала (сорт А) приводит к незначительному увеличению  $T_x$  (на 15 °С). С уменьшением чистоты влияние температуры прокатки на величину  $T_x$  усиливается.

В табл. 3 приведены механические свойства прокатанных листов ( $\Sigma \varepsilon_d = 90$  %,  $\varepsilon_i = 7$  %) при испытании на изгиб. Предел прочности  $\sigma_b$  с понижением температуры прокатки возрастает для всех сортов прокатанного бериллия.

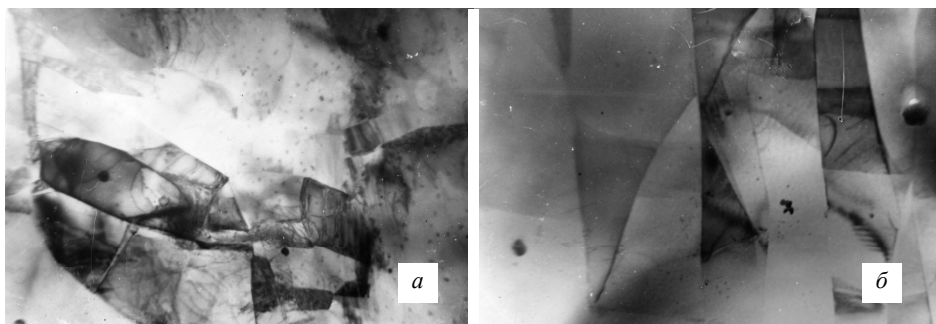
Таблица 3

## Механические свойства прокатанных листов

Сорт материала	Температура прокатки, °C					
	500		700		900	
	$\sigma_B$ , кг/мм <sup>2</sup>	$T_x$ , °C	$\sigma_B$ , кг/мм <sup>2</sup>	$T_x$ , °C	$\sigma_B$ , кг/мм <sup>2</sup>	$T_x$ , °C
А	62	80	58	80	51	65
В	68	115	65	105	55	65
С	-	-	64	110	58	65

## Влияние чистоты бериллия

С увеличением степени суммарного обжатия от 20 до 90 % при температуре 900 °C размер субзерен прокатанных листов бериллия сорта В практически не изменяется и составляет около 10 мкм. В листах, прокатанных на 20 %, субзерна имеют удлиненную форму полигонов и небольшие углы взаимной разориентации 2–3° (рис. 4). Листы, прокатанные со степенью обжатия 30 %, имеют равноосную форму, а углы взаимной разориентации достигают 10–15°.



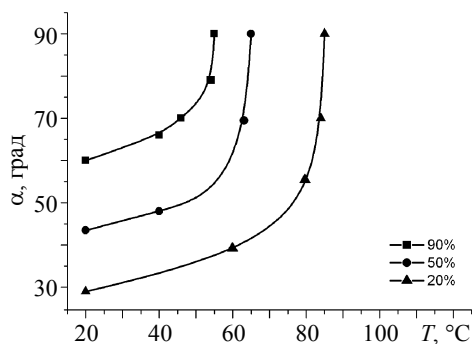
**Рис. 4.** Субструктура листов бериллия сорта В,  $\times 17000$ : а – исходное состояние; б – прокатанных при температуре 900 °C с суммарной степенью обжатия 20 %, отжиг – 700 °C, 30 мин

**Fig. 4.** Substructure of the beryllium sheets of grade B,  $\times 17\,000$ : (a) initial condition and (b) after rolling at 900 °C with total compression degree of 20 %, annealing at 700 °C for 30 min

На рис. 5 представлена температурная зависимость угла изгиба листов сорта В, прокатанных с суммарной степенью обжатия 20, 50 и 90 % при температуре 900 °C. Повышение степени суммарного обжатия от 20 до 90 % приводит к снижению величины  $T_x$  (хрупко-пластичного перехода) от 85 до 55 °C.

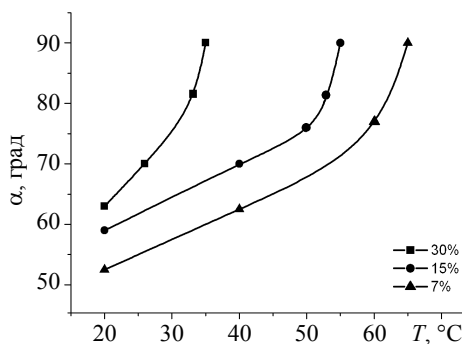
## Влияние степени единичного обжатия

Влияние степени единичного обжатия исследовано на листах бериллия сортов А и С, прокатанных при температуре 900 °C. Суммарная степень обжатия составляла 90 %. На рис. 6 представлена температурная зависимость угла изгиба листов сорта А. Увеличение степени единичного обжатия от 7 до 30 % приводит к снижению температуры  $T_x$  от 65 до 35 °C. Температурная зависимость угла изгиба листов сорта С для всех исследованных степеней единичного обжатия имеет одинаковый вид, а температура  $T_x$  оказывается одинаковой и равной 65 °C.



**Рис. 5.** Температурная зависимость угла изгиба листов сорта В, прокатанных с суммарными обжатиями: 20, 50 и 90 %

**Fig. 5.** Bending angle of the sheets of grade B as a function of temperature. The sheets are rolled with total compression degree of 20, 50, and 90 %



**Рис. 6.** Температурная зависимость угла изгиба листов сорта А, прокатанных на 90 % с единичными обжатиями: 7, 15 и 30 %

**Fig. 6.** Bending angle of the 90 %-rolled sheets of grade A as a function of temperature with singular compressions of 7, 15, and 30 %

Субструктура листов сорта А, прокатанных с единичными обжатиями 7% и отожженных до зерна 50 мкм, состоит из субзерен размером 10 мкм. Повышение степени единичного обжатия до 30% приводит к уменьшению размер субзерен до 4–5 мкм. При этом сами субзерна хорошо развиты, имеют узкие границы, значительные углы разориентации (до 15°) и низкую плотность дислокаций внутри субзерен ( $\sim 6 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ ). В листах бериллия сорта С, прокатанных с единичными обжатиями 30 %, размер субзерен ниже, чем в листах бериллия сорта А, и составляет 3–5 мкм. Но плотность дислокаций внутри субзерен в таких листах значительно выше (до  $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), также наблюдается большое количество дислокационных клубков и выделений избыточных фаз. Размер выделений составляет 0.7–0.8 мкм и распределены они преимущественно в областях, близких к границам субзерен. Плотность выделений составляет  $\sim 3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Измельчение субструктуры (величины субзерен) с повышением степени единичного обжатия должно приводить к повышению пластичности листов, что и наблюдается при испытании на изгиб листов бериллия сорта А. В листах сорта А достигается более сильное измельчение субзерна, но из-за повышенного упрочнения материала, связанного с высокой плотностью дислокаций леса внутри субзерен, резервы пластичности, обусловленные дополнительным измельчением субзерен и более слабой базисной текстурой, не реализуются.

### Влияние отжига после деформации

Прокатанные при различных условиях листы в исходном состоянии имеют полосчатую зеренную структуру. Согласно электронно-микроскопическим наблюдениям, внутри деформированных зерен имеется развитая ячеистая или субзеренная структура. Степень совершенства ячеек (субзерен) и их размер определяются условиями прокатки (табл. 4). Плотность дислокаций внутри ячеек высокая  $> 10^9 \text{ см}^{-2}$ , но снижается с повышением температуры прокатки и чистоты материала. В исходном состоянии после прокатки все листы имеют низкую пластичность. Величина относительного удлинения при комнатной температуре не превышает 1 %, а угол изгиба

составляет менее  $10^\circ$ . Температура  $T_x$  бериллиевых листов в исходном состоянии, независимо от условий прокатки, находится в области  $130\text{--}160^\circ\text{C}$ .

Таблица 4

## Размеры субзерен в листах бериллия при различных температурах прокатки

Сорт листов	Размер ячеек, мкм		
	Температура прокатки, $^\circ\text{C}$		
	500	700	900
А	2.4	2.6	4.0
В	2.1	2.6	3.3
С	-	2.4	2.8

После отжига при  $700^\circ\text{C}$ , 30 мин структура листов сорта А становится полностью рекристаллизованной и средний размер зерна составляет 29 мкм. Прочностные и пластические свойства листов одновременно снижаются. Причем особенно сильно снижается пластичность листов. Если предел прочности  $\sigma_B$  после рекристаллизации уменьшается на 15 %, то величины относительного удлинения и поперечного сужения уменьшаются в 2 раза (табл. 5).

Таблица 5

## Механические свойства листов бериллия после отжига

Сорт листов	Структурное состояние	Температура прокатки, $^\circ\text{C}$	$\alpha$ , град.	$T_x$ , $^\circ\text{C}$	$\sigma_B$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_0$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
А	частичная рекристаллизация	500	32	50	44.6	26.2	8.7	7.3
		900	52	35	48.4	24.2	12.2	11.0
	полная рекристаллизация, $d = 29\text{мкм}$	900	44	60	41.1	20.8	6.1	5.5
В	частичная рекристаллизация	900	28	80	42.2	22.6	3.6	3.0
	полная рекристаллизация, $d = 25\text{мкм}$	900	39	55	36.4	19.8	5.4	4.3
С	частичная рекристаллизация	900	7	130	32.0	24.8	1.7	1.2
	полная рекристаллизация $d = 25\text{мкм}$	900	28	65	38.8	21.6	4.2	3.9

Температура прокатки оказывает влияние не только на размер и форму ячеек (субзерен), но и на их поведение при отжиге. Субзерна, сформированные при высоких температурах прокатки, более стабильны при отжиге. В листах, прокатанных при  $500^\circ\text{C}$ , в процессе отжига рост субзерен происходит очень интенсивно и неравномерно.

Основное различие в субзеренной структуре бериллиевых листов, связанное с температурой прокатки, состоит в том, что в процессе высокотемпературной деформации происходит непрерывная трансформация субзерен в обычную зеренную структуру. После низкотемпературной прокатки ( $500^\circ\text{C}$ ) и отжига процессы перестройки субзерен ограничены границами «старых» зерен, которые часто на-

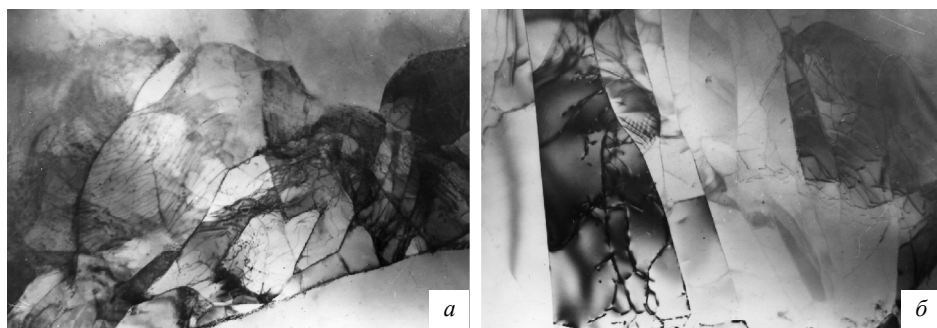
блюдаются после дорекристаллизационного отжига. Возможно именно по этой причине субзерна в листах, прокатанных при 500 °С, имеют вытянутую форму вдоль направления прокатки. Сохранившиеся границы старых зерен имеют большую линейную протяженность. Они могут служить источниками зарождения трещин и их легкого распространения в процессе испытания листов. Вероятно, изменение механизма разрушения в листах, прокатанных при низкой температуре, является причиной снижения их механических свойств (табл. 5).

В листах сорта В существенное уменьшение плотности дислокаций леса и максимальная пластичность наблюдаются только в полностью рекристаллизованном состоянии, а в листах сорта С аналогичное структурное состояние достигается в процессе собирательной рекристаллизации (роста зерен). При этом наибольшее значение величины относительного удлинения и температуры имеют листы после отжига до размера зерна  $d = 45\text{--}50$  мкм, тогда как после окончания первичной рекристаллизации размер зерна в бериллиевых листах сорта С составляет 21 мкм, но их пластичность остается низкой.

Заметим, что в данной работе приведены лишь наиболее типичные структуры прокатанных листов. Более подробную информацию по этому вопросу можно найти в [5].

### Обсуждение результатов

Повышение прочностных и пластических свойств листов сорта А происходит одновременно в плоскости листа и в направлении его толщины. Это связано с формированием в материале мелкой низкодислокационной субзеренной структуры. В листах с большим содержанием примеси (сорта В и С) высокая плотность дислокаций леса в субзерне ведет к прогрессирующему охрупчиванию материала. Примеси препятствуют перестройке дислокаций, их аннигиляции и встраиванию в образующиеся субграницы. На электронно-микроскопических снимках бериллиевых листов сорта С внутри субзерен наблюдается развитая полигональная сетка (рис. 7). Избыточные дислокации одного знака, закрепленные примесями, имеют низкую подвижность и снижают энергию за счет перестройки в полигоны. В бериллиевых листах сортов В и С снижение температуры прокатки способствует повышению пластических свойств в плоскости листа, тогда как в поперечном направлении пластичность снижается (табл. 5).



**Рис. 7.** Субструктура листов бериллия сорта С, прокатанных с суммарной степенью обжатия 90% при температуре: *а* – 900 °С,  $\times 17000$ ; *б* – 700 °С,  $\times 17000$ .

**Fig. 7.** Substructure of the grade C beryllium sheets rolled with total compression degree of 90% at temperatures: (*a*) 900 °С,  $\times 17\,000$ , and (*b*) 700 °С,  $\times 17\,000$



Пластическая деформация при высоких температурах реализуется в условиях более однородного пластического течения за счет активации вторичных систем скольжения. Процессам перераспределения дислокаций, их аннигиляции способствует высокая концентрация точечных дефектов – вакансий. Оптимальными режимами прокатки следует считать температуру 850–900 °С при степени единичного обжатия до 30 %. При высокой температуре прокатки взаимодействие между структурными дефектами и атомами примеси становится слабым, поэтому влияние примесей на подвижность этих дефектов уменьшается. Низкой плотности дислокаций, их однородному распределению с отсутствием дислокационных сплетений и клубков, которые являются локальными концентраторами напряжений, соответствует и более высокая пластичность листов, прокатанных при температуре 900 °С. Особенно следует отметить важность учета исходного субструктурного состояния материала, которое определяется условиями деформации, особенно температурой прокатки, и может играть решающую роль в дальнейшем формировании механических свойств бериллия при отжиге.

Таким образом, механические свойства листового бериллия весьма чувствительны к структурному состоянию материала. Термически стабильные дислокационные скопления высокой плотности, которые часто наблюдаются даже в полностью рекристаллизованном материале, являются концентраторами напряжений и могут провоцировать зарождение микротрещин.

Учитывая склонность бериллия к формированию дислокационных скоплений, следует предположить, что его пластичность помимо других факторов определяется легкостью ухода дислокаций из скоплений, их способностью к поперечному скольжению. Все процессы, препятствующие поперечному скольжению, ведут к снижению пластичности материала.

### **Выводы**

1. Проведено комплексное изучение влияния температуры прокатки, чистоты материала, степени суммарного и единичного обжатия, режимов термообработки на структуру, текстуру и механические свойства листов бериллия. Хотя взаимосвязь между размером зерна и механическими свойствами бериллия изучена достаточно подробно, как показали результаты данного исследования, размер зерна не является решающим фактором, контролирующим механические свойства. При одинаковом конечном размере металлографически выявляемого зерна механические свойства могут существенно изменяться в зависимости от условий получения материала (режимов обработки давлением и термообработки).

2. Показано, что существенную роль в формировании механических свойств играет субструктурный фактор – характер распределения и тип дислокаций, их плотность и степень подвижности. Поэтому для формирования в материале высоких механических свойств необходим контроль субструктурного состояния. Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств достигается в материале со сформированной низкодислокационной субзеренной структурой. Реализации такой субструктуры способствуют высокие температуры деформации (выше температуры рекристаллизации) и высокая чистота материала. Влияние примесей на формирование механических свойств значительно снижается, если пластическая деформация проводится при температурах, обеспечивающих переход примесей в твердый раствор.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Сборник трудов V рабочей группы Международного Энергетического Агентства по бериллию*. М.: Интерконтакт Наука, 2002.
2. *Бериллий: наука и технология*: пер. с англ. под ред. Г.Ф. Тихинского и И.И. Папирова. М.: Metallurgia, 1984.
3. *Wilsdorf H.G.F., Wilhelm F.J. Metallurgy of Beryllium*. London: Chapman and Hall, 1963.
4. *Bonfield W., Sartell J.A., and Li C.H. The Effect of Surface Condition on the Microstrain of Beryllium* // *Trans. of the Metallurgical Society of AIME*. 1963. V. 227. P. 669–673.
5. *Корниенко Л.А., Николаенко А.А., Папиров И.И., Стоев П.И., Тузов Ю.В., Хомутов А.М. Атлас структур бериллия*. М.: Изд-во ОИЯИ, 2009.

Статья поступила 05.05.2016 г.

Tuzov Yu.V., Papirov I.I. (2016) EFFECT OF THE ROLLING PARAMETERS ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE BERYLLIUM SHEETS. *Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 4(42). pp. 123–132

DOI 10.17223/19988621/42/11

In this work, a molding material of three grades was used: grade A (99.95 % of beryllium), grade B (99.87 % of beryllium), and grade C (99.2% of beryllium). The workpieces, casted in vacuum, initially were extruded at 850 °C and then swaged. The rolling temperature was 500, 700, and 900 °C.

For all grades, the tensile strength  $\sigma_B$  in flex test increases with a decrease of the rolling temperature. With an increase in the total compression degree from 20 to 90% at the temperature of 900 °C, the size of subgrains in the beryllium sheets of grade B does not essentially change and remains about 10  $\mu\text{m}$ .

After 30 minutes of the annealing at the temperature 700 °C the structure of the beryllium sheets of grade A becomes recrystallized with an average grain size of 29  $\mu\text{m}$ . After recrystallization, the tensile strength  $\sigma_B$  decreases by 15% and the values of the elongation and transverse contraction decrease by two times. The temperature of 850–900 °C and a single compression up to 30% are the optimum rolling conditions.

Thus, the appropriate combination of structural behavior and paste-forming properties can be obtained in material with subgrained structure in conditions of a high deformation temperature and high material purity.

Keywords: beryllium, rolling of beryllium, beryllium sheet, structure, mechanical properties.

*TUZOV Yuriy Valentinovich* (Candidate of Technical Sciences,  
National Research Nuclear University MEPhI, Russian Federation)  
E-mail: 79032370891@yandex.ru

*PAPIROV Igor Isakovich* (Doctor of Physics and Mathematics, Professor,  
National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, Kharkov, Ukraine)  
E-mail: anton.komir@gmail.com

## REFERENCES

1. *Sbornik trudov V rabochey gruppy Mezhdunarodnogo Energeticheskogo Agentstva po berillyu* (2002) [The collected papers of the fifth International Energetic Agency workshop on beryllium]. Moscow: Interkontakt Nauka.
2. *Berilliy: nauka i tekhnologiya* (1984) [Beryllium: science and technology]. Transl. Eng. Editors: Tikhinsky G.F., Papirov I.I. Moscow: Metallurgiya.
3. *Wilsdorf H.G.F., Wilhelm F.J. (1963) Metallurgy of beryllium*. London: Chapman and Hall.
4. *Bonfield W., Sartell J.A., and Li C.H. (1963) The effect of surface condition on the microstrain of beryllium. Trans. of the Metallurgical Society of AIME*. 227. pp. 669–673.
5. *Kornienko L.A., Tuzov Yu.V., Papirov I.I. (2009) Atlas struktur berilliya* [Atlas of the beryllium structures]. Moscow: Izd.OIYaI.