

УДК 669.725.415/416:621.771

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА БЕРИЛЛИЕВЫХ ЛИСТОВ РАЗЛИЧНОЙ ЧИСТОТЫ

И.И. Папиров², А.А. Николаенко², В.С. Шокуров², А.И. Пикалов², Ю.В. Тузов¹, А.М. Хомутов¹

¹Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва, Россия

²Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий, Харьков, Украина

Изучены возможности улучшения механических свойств и пластичности листов из литого дистиллированного бериллия путём повышения чистоты исходного материала, деформации и термообработки. Исследованы структура и свойства трёх сортов листового бериллия различной чистоты в зависимости от условий прокатки и последующей термообработки. Путём высокотемпературной прокатки со строго контролируруемыми отжигами получен листовая бериллий с высокими механическими характеристиками. Высокотемпературная деформация бериллия способствует повышению пластичности как в плоскости листа, так и в поперечном направлении (опыты на изгиб). Электронно-микроскопические исследования показали, что повышение механических свойств бериллия связано с формированием в процессе высокотемпературной деформации хорошо сформированной ячеистой субструктуры в листах бериллия.

Ключевые слова: бериллий, прокатка, высокая чистота, структура, текстура, механические свойства.

INFLUENCE OF DEFORMATION CONDITIONS ON PROPERTIES OF SHEETS OF BERYLLIUM OF DIFFERENT PURITY

I.I. Papirova², A.A. Nikolaenko², V.S. Shokurov², A.I. Pikalov², Yu.V. Tuzov¹, A.M. Khomutov¹

¹A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials, Moscow, Russia

²National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, Institute of Solid State Physics, Material Science and Technology, Kharkov, Ukraine

The present research objective is studying of improvement possibility of mechanical properties and plasticity of sheets made of from cast distilled beryllium by a way of increase an initial material purity, by deformation and heat treatment. Structure and properties of three grades of beryllium sheets having different purity are studied in dependence on rolling and subsequent heat treatment conditions. Sheet beryllium having high mechanical characteristics has been produced by high-temperature rolling with strictly supervised annealings. High-temperature deformation of beryllium promotes plasticity increase, both in sheet plane, and in crosswise direction (tests on a bending). Electron microscope researches have shown that increase of mechanical properties of beryllium is connected with formation during high-temperature deformation of well-generated cellular substructure in beryllium sheets.

Key words: beryllium, rolling, high purity, structure, texture, mechanical properties.

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, основным недостатком бериллия является низкотемпературное охрупчивание. Для повышения пластических характеристик металла используют сочетание высокой чистоты с созданием мелкозернистой или субзернистой структуры. Постоянно растущие требования к механическим характеристикам прокатанного бериллия нуждаются в дальнейшем изучении влияния условий деформации и термообработки материала на его структуру и свойства [1].

Листы из литого прокатанного бериллия обладают рядом преимуществ по сравнению с прочными, но менее пластичными и сильно текстурированными листами из порошкового металла. Они имеют повышенное сопротивление распространению трещин, лучшую обрабатываемость и формуемость, обеспечивают более высокое качество сварных швов. Благодаря меньшей степени текстуры по сравнению с прокатанным в аналогичных условиях порошковым металлом листы из литого бериллия обладают более высокой пластичностью в третьем направлении (в направлении толщины листа) и имеют лучшие характеристики при испытании на изгиб.

Целью большей части исследований в области прокатки бериллия является получение листов с повышенной пластичностью в направлении, перпендикулярном плоскости листа. Поскольку обычная прокатка и прокатка в двух направлениях не обеспечивают трёхмерной пластичности бериллия, это приво-

дит к дополнительным ограничениям в применении листового металла. В США опубликовано несколько десятков статей и отчётов, в которых изыскивается возможность повышения пластичности листов бериллия в третьем направлении. Установлено, в частности, что низкая пластичность листов бериллия в третьем направлении связана с образованием текстуры деформации [2].

Условия прокатки и свойства листов бериллия определяются сортом и чистотой исходного материала. Чем выше содержание примесей, тем меньше допустимая величина обжатия и выше температура прокатки $T_{пр}$. Поэтому в данной работе проведён сравнительный анализ структуры и свойств листового бериллия, полученного из металла разной чистоты.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В данном исследовании использовали литой материал трёх сортов: материал сорта А, содержащий 99,95% бериллия; материал сорта В, содержащий 99,87% бериллия; материал сорта С, содержащий 99,20% бериллия.

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

Т а б л и ц а 1. Химический состав исследованных материалов

Сорт материала	Металлические примеси, % по массе $\times 10^2$								
	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	1,0	0,8	0,4	0,2	0,01	0,01	—	0,01	—

Содержание неметаллических примесей во всех материалах было приблизительно одинаковым и составляло по кислороду 0,001, азоту 0,001 и углероду $\sim 0,05\%$ по массе.

Отлитые в вакууме цилиндрические заготовки дважды дистиллированного бериллия диаметром 30 мм вначале экструдировали при температуре 850 °С в пруток диаметром 20 мм, а затем осаживали до исходного размера. После отжига заготовки имели изотропную равноосную структуру с размером зерна $d = 100$ мкм. Вырезанные из такой заготовки диски диаметром 20 и толщиной 10 мм помещали в стальные чехлы (ст. 20, толщиной 1 мм) и прокатывали в одном направлении при температуре 500, 700 и 900 °С. Суммарную степень обжатия меняли от 20 до 90%, а степень обжатия за проход варьировали от 7 до 30%. Из прокатанных бериллиевых полос электроэрозионным способом вырезали образцы для механических испытаний.

Прокатанные по различным режимам листы имели типичную полосчатую деформированную структуру. Варьируя отжигом в интервале 650—850 °С продолжительностью 1 ч, изменяли структурное состояние листов от начальных стадий процесса рекристаллизации (стадия формирования субзёрен) до полностью рекристаллизованного состояния, включая стадию роста зёрен. Все листы, прокатанные с суммарной степенью деформации $\sum \varepsilon_d = 90\%$, независимо от других параметров материала, после рекристаллизационного отжига имели размер зерна от 21 до 29 мкм. Прокатанные при различных режимах листы высокотемпературным отжигом (850 °С) разной продолжительности приводили к одинаковому конечному размеру зерна $d = 50$ мкм.

Механические испытания образцов на растяжение и изгиб проводили на испытательной машине ИМ-500 конструкции ННЦ ХФТИ. Образцы на растяжение имели плоскую форму с площадью сечения рабочей части ~ 4 мм². Образцы на изгиб имели размер 30×4×1 мм. Скорость движения изгибающего 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. Для структурных исследований были использованы оптическая металлография и просвечивающая электронная микроскопия. Для текстурного анализа листов строили полные полюсные фигуры {0002} и {1010}, полученные съёмкой шарообразного образца на автоматическом текстур-гонометре. Методики подготовки образцов и построения полюсных фигур описаны в [3].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Влияние температуры прокатки. На рис. 1 представлена температурная зависимость угла изгиба листов бериллия чистотой 99,95% (сорт А), 99,87% (сорт В) и 99,20% (сорт С), прокатанных при температуре $T_{пр}$ 900, 700 и 500 °С. Сравнение полученных результатов показывает, что снижение температуры прокатки от 900 до 500 °С приводит к повышению температуры T_x при испытании листов на изгиб. Различие в величине T_x определяется, главным образом, чистотой материала. Снижение $T_{пр}$ для самого чистого материала (сорт А) приводит к незначительному увеличению температуры T_x (на 15 °С). С уменьшением степени чистоты влияние температуры прокатки на величину T_x сказывается более сильно. Для листов самой низкой чистоты (сорт С) влияние температуры прокатки проявляется максимальным образом.

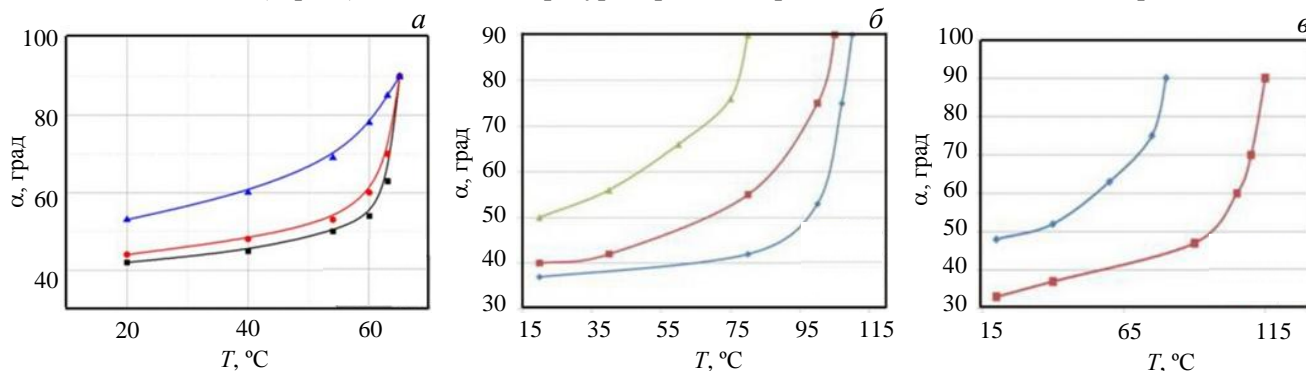


Рис. 1. Температурная зависимость угла изгиба листов Ве сорта А (\blacktriangle), В (\bullet), С (\blacksquare), прокатанных при температуре 900 °С (а), сорта А (\blacktriangle), В (\bullet), С (\blacklozenge) при 700 °С (б), сорта А (\blacklozenge), В (\bullet) при 500 °С (в)

Субструктура листов, прокатанных при температуре 500, 700 и 900 °С, после отжига до зерна размером 50 мкм имеет существенное различие. Если листы, прокатанные при 500 и 700 °С, отличаются только структурой дислокаций леса, то в листах, прокатанных при высокой температуре (900 °С), сохраняется субзеренная структура (рис. 2, а, б). С понижением чистоты материала средний размер субзерен уменьшается (табл. 2). В листах, прокатанных при 900 °С, дислокации, большей частью, состоят из длинных прямых параллельных линий (рис. 2, в, г).

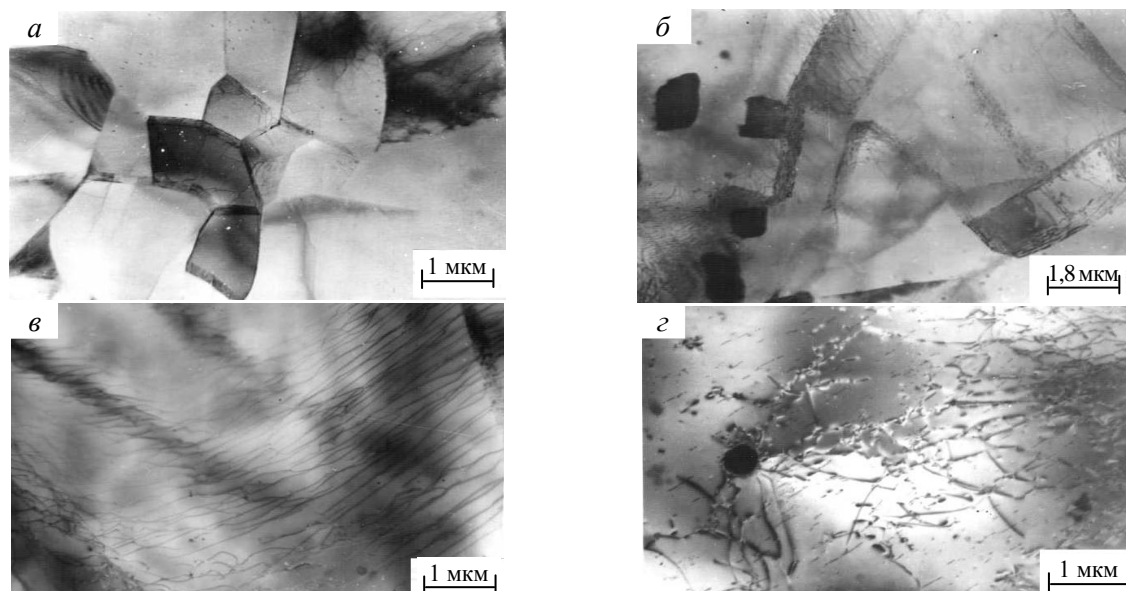


Рис. 2. Субструктура листов бериллия после отжига ($d = 50$ мкм), прокатанных с суммарной степенью обжатия 90% при единичном обжатии 7% и температуре 900 °С: а — сорт А; б — сорт В; в — сорт А; г — сорт С

Т а б л и ц а 2. Структурные характеристики прокатанных листов бериллия

Сорт листа	А		В		С	
	500	900	900	900	700	900
$T_{пр}, ^\circ\text{C}$	500	900	900	900	700	900
Плотность дислокаций, 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
$T_x, ^\circ\text{C}$	80	65	115	65	110	65

Плотность дислокаций зависит от чистоты материала и изменяется в пределах от $1 \cdot 10^8$ до $2,7 \cdot 10^9$ см⁻². В листах, прокатанных при более низкой температуре (500 °С), плотность дислокаций несколько выше (от $1,3 \cdot 10^9$ до $4,8 \cdot 10^9$ см⁻²), и наблюдаемая картина качественно отличается. Дислокационные линии короткие, с большим количеством перегибов, диполей (рис. 3, а, б). Наблюдаются дислокационные скопления высокой плотности ($1 \cdot 10^{10}$ см⁻²), особенно у границ зёрен.

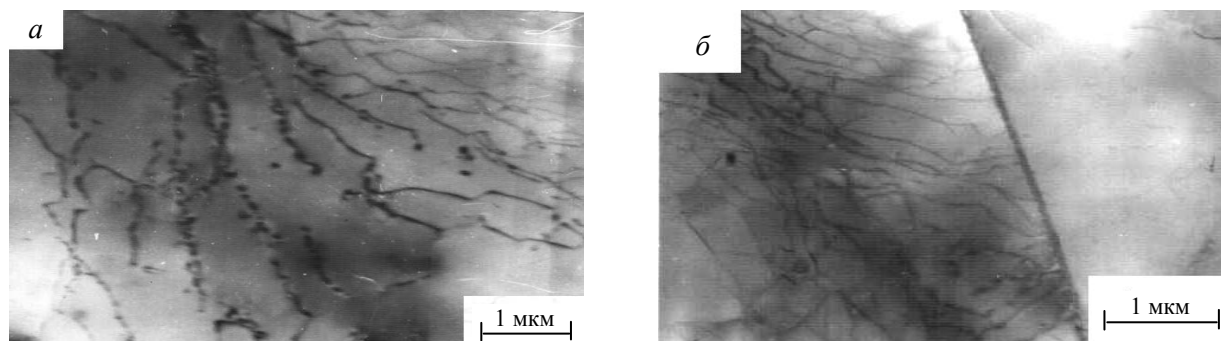


Рис. 3. Субструктура листов бериллия сорта А после отжига ($d = 50$ мкм), прокатанных с суммарной степенью обжатия 90% при единичном обжатии 7% и температуре 500 °С (а, б — разные участки)

Полученные результаты механических испытаний хорошо согласуются с электронно-микроскопическими исследованиями субструктуры и текстурными данными. Действительно, снижение температуры прокатки приводит к формированию более сильной базисной текстуры, которая способствует возрастанию пластичности в плоскости листа при испытании на растяжение. Одновременно уменьшается угол изгиба при комнатной температуре и возрастает T_x .

Анизотропный характер поведения прокатанных листов обусловлен текстурным эффектом. На рис. 4 и в табл. 3 приведена типичная текстура прокатки бериллия, а также зависимость интенсивности текстуры от условий прокатки (подробнее см. [4, 5]).

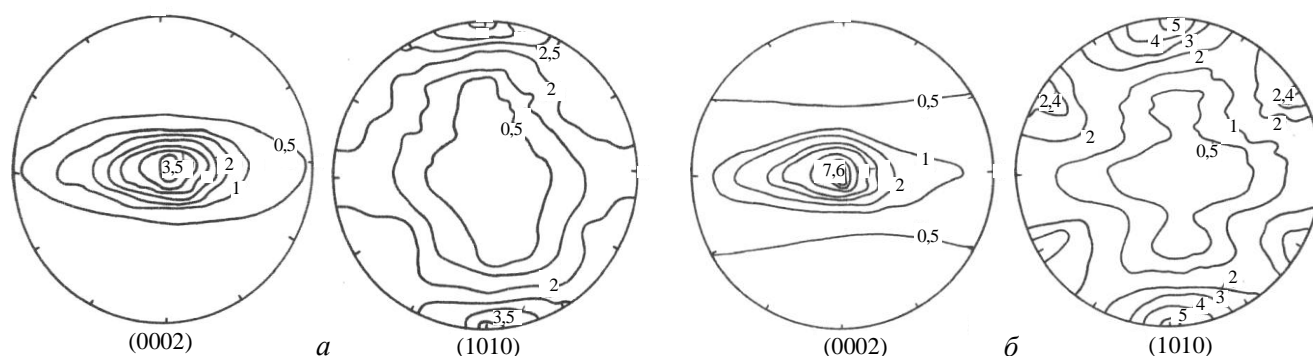


Рис. 4. Полусные фигуры (0002) и (1010) листов сорта А, прокатанных с суммарной степенью обжатия 90% при единичном обжатии 7% и температуре 900 (а), 500 °С (б)

Т а б л и ц а 3. Интенсивность базисных и призматических полюсов листов бериллия

Сорт бериллия	А			В			С		
	500	700	900	500	700	900	500	900	900
Температура прокатки, °С	500	700	900	500	700	900	500	900	900
Обжатие за проход, %	7	7	30	7	7	7	7	15	30
(0002)	7,6	5,5	5,06	9,7	7,1	12	8,8	5,85	4,0
(1010)	4,8	3,6	3,3	6,1	4,4	6	6,4	4,2	2,3
T_x , °С	80	65	35	115	65	110	65	65	65

Резкое изменение характера субструктуры при возрастании температуры деформации от 700 до 900 °С хорошо коррелирует и с поведением листов при изгибе. Скачок пластичности, который наблюдается при температуре прокатки 900 °С, по-видимому, связан с наличием остаточной субзёренной структуры в зерне. Более высокая температура деформации уменьшает тенденцию к рекристаллизации при фиксированной температуре отжига из-за уменьшения плотности дислокаций и увеличения размера субзёрен. По-видимому, низкая плотность дислокаций внутри субзёрен в листах, прокатанных при температуре 900 °С, является причиной относительно высокой термической стабильности субзёрен. Наследственная дислока-

ционная субструктура, которая определяется температурой прокатки, вместе с текстурой ответственна и за различие прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$) листов, прокатанных при разной температуре.

Снижение температуры прокатки способствует более высокой плотности дислокаций леса, которая сохраняется в листах после рекристаллизационного отжига, что приводит к повышению упрочнения. В табл. 4 и 5 приведены механические свойства прокатанных листов (суммарное обжатие $\sum \varepsilon_d = 90\%$, обжатие за проход $\varepsilon_j = 7\%$) при испытании на изгиб и растяжение.

Т а б л и ц а 4. Механические характеристики прокатанных листов бериллия (испытания на изгиб)

Сорт материала	$T_{пр}, ^\circ\text{C}$					
	500		700		900	
	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$T_x, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$T_x, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$T_x, ^\circ\text{C}$
А	62	80	58	80	51	65
В	68	115	65	105	55	65
С	—	—	64	110	58	65

Т а б л и ц а 5. Механические характеристики прокатанных листов бериллия (испытания на растяжение δ)

Сорт материала	$T_{пр}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
А	500	38,7	18,8	6,2	5,6
	900	36,4	18,1	4,6	4,2
В	500	46,2	21,8	5,3	5,0
	700	44,1	21,1	5,0	4,4
С	700	41,1	24,0	2,7	1,9
	900	38,8	21,6	4,2	3,9

В табл. 5 приведена величина предела текучести $\sigma_{0,2}$ листов с одинаковым размером зерна в зависимости от $T_{пр}$. Изменению температуры хрупко-пластичного перехода T_x при повышении температуры прокатки соответствуют изменения значений относительного удлинения δ и относительного сужения ψ при растяжении. Наиболее сильное изменение величины σ_b также, как и T_x , происходит в интервале температуры прокатки от 700 до 900 $^\circ\text{C}$. Прочностные свойства σ_b и $\sigma_{0,2}$ с понижением температуры прокатки возрастают для всех сортов прокатанного бериллия при обоих видах испытания.

С увеличением степени суммарного обжатия от 20 до 90% при температуре 900 $^\circ\text{C}$ размер субзерен 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 $^\circ$ (рис. 5).

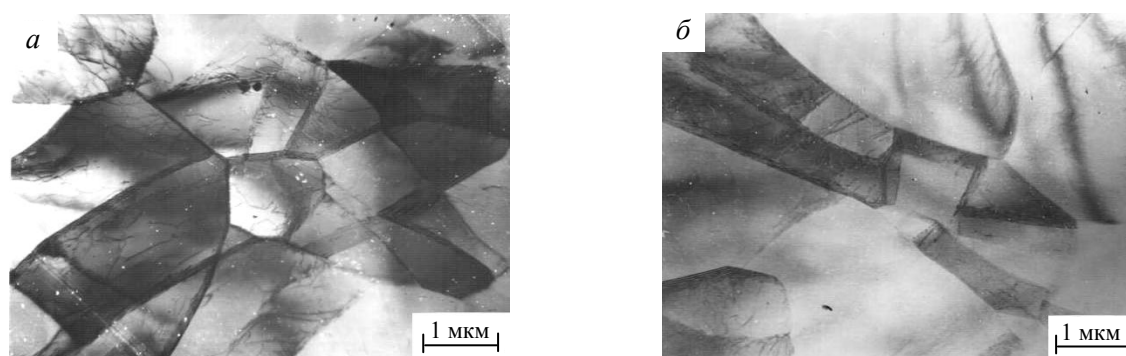


Рис. 5. Субструктура листов бериллия сорта В, прокатанных при температуре 900 $^\circ\text{C}$ с суммарной степенью обжатия 20%: а — исходное состояние; б — отжиг при 700 $^\circ\text{C}$, 30 мин

Влияние отжига после деформации. Прокатанные при различных условиях листы в исходном состоянии имеют полосчатую зёрненную структуру. Согласно электронно-микроскопическим наблюдениям внутри деформированных зёрен имеется развитая ячеистая или субзёрненная структура. Степень совершенства ячеек (субзёрен) и их размер определяются условиями прокатки (табл. 6).

Т а б л и ц а 6. Размеры субзёрен в листах бериллия при различных температурах прокатки $T_{пр}$

Сорт листа	$T_{пр}, ^\circ\text{C}$		
	500	700	900
	Размер субзёрен, мкм		
А	2,4	2,6	4,0
В	2,1	2,6	3,3
С	—	2,4	2,8

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

Последеформационный отжиг различной продолжительности в интервале температуры $650\text{—}850^\circ\text{C}$ приводит к очистке субзёрен от дислокаций, укрупнению субзёрен и выравниванию углов их разориентации. Микродеформационные картины, полученные с деформированных листов, показывают, что азимутальные углы разориентации находятся в пределах $1\text{—}15^\circ$. После отжига листов при 650°C в течение 1 ч область наблюдаемых углов разориентации субзёрен составляет $5\text{—}15^\circ$. Увеличение времени отжига приводит к формированию большеугловых границ и центров рекристаллизации. В бериллиевых листах сорта А резкое снижение плотности дислокаций происходит уже на стадии начала роста субзёрен. Одновременно со снижением плотности дислокации леса внутри субзёрен происходит возрастание пластических характеристик — величин относительного удлинения и угла изгиба при комнатной температуре. Максимальная пластичность листов сорта А соответствует структурному состоянию начальной стадии процесса рекристаллизации. Размер субзёрен увеличивается до $4\text{—}6 \text{ мкм}$, плотность дислокаций леса внутри субзёрен при этом составляет от 2 до $5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$.

После отжига при 700°C и выдержки 30 мин структура листов сорта А становится полностью рекристаллизованной и средний размер зерна составляет 29 мкм . Прочностные и пластические свойства листов одновременно снижаются. Причём особенно сильно снижается пластичность листов. Если предел прочности σ_b после рекристаллизации уменьшается на 15%, то величина относительного удлинения и поперечного сужения уменьшается в 2 раза (табл. 7).

Т а б л и ц а 7. Механические свойства листов бериллия после отжига

Сорт листа	Структурное состояние	$T_{\text{пр}}, ^\circ\text{C}$	α , град	$T_x, ^\circ\text{C}$	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %
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 (субзёрен), но и на их поведение при отжиге [6—8]. Субзёрна, сформированные при высокой температуре прокатки, более стабильны при отжиге. В листах, прокатанных при 500°C , в процессе отжига рост субзёрен происходит очень интенсивно и неравномерно.

Основное различие в субзёрненной структуре бериллиевых листов, связанное с температурой прокатки, состоит в том, что в процессе высокотемпературной деформации происходит непрерывная трансформация субзёрен в обычную зёрненную структуру. После низкотемпературной прокатки (500°C) и отжига процессы перестройки субзёрен ограничены границами «старых» зёрен, которые часто наблюдаются после дорекристаллизационного отжига. Возможно, именно по этой причине субзёрна в листах, прокатанных при 500°C , имеют вытянутую форму вдоль направления прокатки. Сохранившиеся границы старых зёрен имеют большую линейную протяжённость. 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 (см. табл. 7).

В листах сорта В существенное уменьшение плотности дислокаций леса и максимальная пластичность наблюдаются только в полностью рекристаллизованном состоянии, в листах сорта С аналогичное структурное состояние достигается в процессе собирательной рекристаллизации (роста зёрен). При этом наибольшее значение величины относительного удлинения и температуры T_x имеют листы после отжига

до размера зерна $d = 45\text{—}50$ мкм, тогда как после окончания первичной рекристаллизации средний размер зерна в бериллиевых листах сорта С составляет 21 мкм, но их пластичность остаётся низкой.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Повышение прочностных и пластических свойств листов сорта А происходит одновременно в плоскости листа и в направлении его толщины (в опытах по изгибу). Это связано с формированием в материале мелкой низкодислокационной субзёрненной структуры. В листах с большим содержанием примеси (сорта В и С) высокая плотность дислокаций леса в субзерне ведёт к прогрессирующему охрупчиванию материала. Примеси препятствуют перестройке дислокаций, их аннигиляции и встраиванию в образующиеся субграницы. На электронно-микроскопических снимках бериллиевых листов сорта С внутри субзёрен наблюдается развитая полигональная сетка (см. рис. 5). Избыточные дислокации одного знака, закреплённые примесями, имеют низкую подвижность и снижают энергию за счёт 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 (см. табл. 5).

Пластическая деформация при высоких температурах реализуется в условиях более однородного пластического течения за счёт активации вторичных систем скольжения. Процессам перераспределения дислокаций, их аннигиляции способствует высокая концентрация точечных дефектов — вакансий. Оптимальными режимами прокатки следует считать температуру $850\text{—}900$ °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 (рис. 6). Особенно следует отметить важность учёта исходного субструктурного состояния материала, которое определяется условиями деформации, особенно температурой прокатки, и может играть решающую роль в дальнейшем формировании механических свойств бериллия при отжиге.

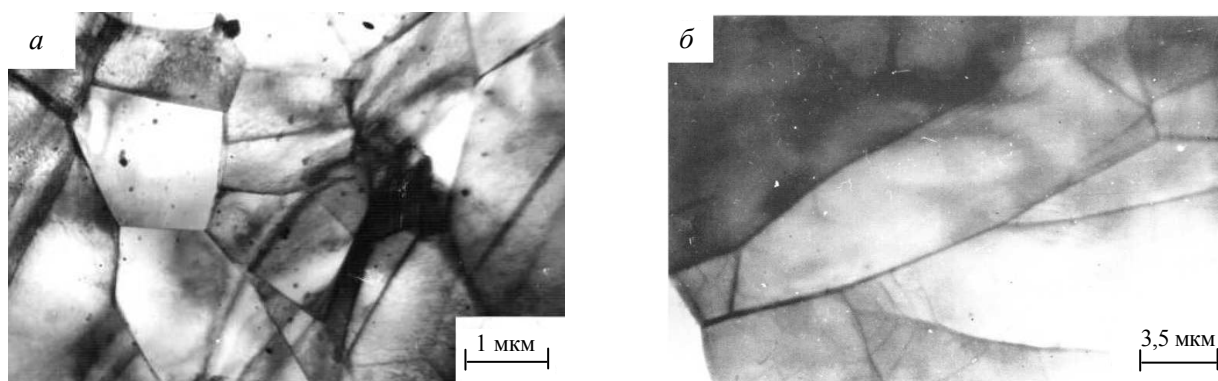


Рис. 6. Субструктура листов бериллия сорта С, прокатанных при температуре 900 °С с суммарной степенью обжатия 90%: а — исходное состояние; б — отжиг при 700 °С, 30 мин

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

Проведено комплексное изучение влияния чистоты материала, температуры прокатки, 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 ни единственным, ни 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).

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 субзёрненной структурой. Реализации такой субструктуры способствуют высокая температура деформации (выше температуры рекристаллизации) и высокая чистота материала. Влияние примесей на формирование механических свойств значительно снижается, если пластическая деформация проводится при температуре, обеспечивающей переход примесей в твёрдый раствор.

Установлено, что высокая температура прокатки (>800 °С), кроме благоприятного влияния на формирование низкодислокационной субзёрненной структуры, позволяет значительно упростить технологический процесс получения листов. Отпадает необходимость использования длительных промежуточных отжигов для снятия напряжений, допускаются более высокие единичные обжатия без опасности расклевывания листов и усиления базисной текстуры. Оптимальными режимами прокатки следует считать температуру 850—900 °С при степени единичного обжатия до 30%.

REFERENCES

1. **Evens R.E., Cheer D.A.** — In: Conf. Intern. sur la Metallurgie du Beryllium. Press Universitaires de France. Paris, 1965, p. 455.
2. **Alers G.A., Lin Y.C.** — Trans. Met. Soc. AIME, 1966, vol. 236, p. 482.
3. **Papirov I.I., Kapcherin A.S., Shkuropatenko V.A.** Atlas of pole beryllium figures: Preprint KhPhTI № 4175. — Kharkov, 1977. 91 p. (in Russian).
4. **Papirov I.I., Tikhinskij G.F.** Modern Investigations of the Beryllium. — Kharkov, 1998.
5. **Papirov I.I., Nikolaenko A.A., Shkuropatenko V.A., Koshkarev G.S.** Structural and textural analysis of beryllium rolled sheets. — Vestnik Kharkovskogo natsional'nogo universiteta (Herald of Kharkov national university), 2008, pp. 54—66 (in Russian).
6. **Damiano V., London G., Stone G., Welst W.** Flow and Fracture Characteristics of Beryllium. Franklin Institute Research Laboratories, Philadelphia, Pennsylvania, Q-B2373-3, 1966.
7. **Papirov I.I.** The nature of a plastic beryllium deformation. — Kiev: Naukova dumka, 1977. 148 p. (in Russian).
8. **Kornienko L.A., Nikolaenko A.A., Papirov I.I., Stoev P.I., Tuzov Yu.V., Khomutov A.M.** Atlas of beryllium structures. — Dubna: JINR (Joint Institute for Nuclear Research), 2009. 208 p. (in Russian).

AUTHORS

Papirov I.I. National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, Institute of Solid State Physics, Material Science and Technology, Kharkov, Ukraine;

Nikolaenko A.A. National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, Institute of Solid State Physics, Material Science and Technology, Kharkov, Ukraine;

Shokurov V.S. National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, Institute of Solid State Physics, Material Science and Technology, Kharkov, Ukraine;

Pikalov A.I. National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, Institute of Solid State Physics, Material Science and Technology, Kharkov, Ukraine;

Tuzov Yu.V. OJSC «A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials», Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia; tuzov@bochvar.ru

Khomutov A.M. OJSC «A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials», Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia;

Received 9 October 2013
Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2014, vol. 37, issue 1, pp. 5—12.