

УДК 669.725.-415/416:621.771

СТРУКТУРНЫЙ И ТЕКСТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПРОКАТАННЫХ ЛИСТОВ БЕРИЛЛИЯ

И.И. Папиров, А.А. Николаенко, В.А. Шкураптенко, Г.С. Кошкарев

ННЦ «Харьковский физико-технический институт»

Украина, 61108, Харьков, Академическая 1

E-mail: papirova@kift.kharkov.ua

Поступила в редакцию 1 октября 2008г.

Изучено влияние температуры прокатки, чистоты металла, степени суммарного и единичного обжатия, температуры и длительности отжига на дислокационную структуру, текстуру и механические свойства листов бериллия. Установлено, что оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств достигается в материале со сформированной субзереной структурой с пониженной плотностью дислокаций. Реализации такой субструктуры способствуют высокие температуры деформации (выше температуры рекристаллизации) и высокая чистота материала. Определены оптимальные режимы прокатки бериллиевых листов: температура 850-900°C при степени единичного обжатия до 30%.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: бериллий, прокатка бериллия, бериллиевый лист, структура, текстура, механические свойства.

Бурное развитие новых областей науки и техники - аэрокосмической и атомной - выдвигает повышенные требования к материалам. Уникальное сочетание физико-механических, химических и ядерных свойств делает бериллий незаменимым материалом в ряде важнейших приложений новой техники [1-3]. К сожалению, широкое промышленное использование бериллия сдерживается его низкотемпературной хрупкостью.

Листовой бериллий является одним из важнейших видов бериллиевой продукции. Использование новейших технологических разработок позволяет получать листы с удовлетворительной двумерной пластичностью. Однако, низкая пластичность листов в направлении толщины в реальных условиях сложно напряженного состояния снижает их конструкционную надежность.

Пластичность бериллиевых листов определяется величиной зерна, степенью их текстурированности, характером дислокационной субструктуры, содержанием примесей и другими факторами. В зависимости от условий прокатки и обработки листов (температура, степень пластической деформации, термообработка), вклад каждого из перечисленных факторов может существенно изменяться. Эванс и Чир [4] изучали прокатку слитков металла сорта CR-Пешине в области температур 650-800°C. Лучшие прочностные и пластические свойства достигнуты после прокатки слитков при 650°C и последующего отжига 575°C, 200 час. Улучшение механических свойств авторы связывают с уменьшением величины зерна при снижении температуры прокатки. Франкени и Флойд [5] прокатывали литой бериллий чистотой 99,3 % при постепенном понижении температуры прокатки от 1040°C до 780°C. Обжатие за проход изменяли от 7% в начале прокатки до 25% в конце. После каждого 30% обжатия листы отжигали при температуре прокатки в течение 15-25 минут. С увеличением степени общего обжатия размер зерна в листах уменьшается. Повышение степени суммарной деформации от 85 до 95% приводит к уменьшению размера зерна от 130 до 40 мкм. Аналогичный эффект уменьшения размера зерна наблюдали при снижении конечной температуры прокатки от 870°C до 780°C. Средний размер зерен при этом уменьшался от 112 до 46 мкм. Для установления предельных возможностей измельчения зерна Хэнэфи [6] прокатывал листы бериллия с высокими степенями обжатия при низких температурах. Бериллий сорта CR-Пешине после литья и экструзии осаживали при температуре 200°C и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \div 40 \cdot 10^{-3}$ 1/мин. на 90%. Прокатку слябов осуществляли при температуре 300°C с обжатием 96% без промежуточного отжига. Обжатие за проход составляло 5÷10%. После рекристаллизационного отжига при 700°C в течение 15 мин средний размер зерна составлял 17±2 мкм. Тейлор [7] получил листы с высокими механическими свойствами за счет измельчения зерна литого бериллия при прокатке, используя высокую степень суммарного обжатия. Прокатку листов производили при температурах 735 и 675°C. Повышение степени суммарного обжатия от 8:1 до 512:1 привело к снижению среднего размера зерна от 25 мкм до 8 мкм. Исследования Кука с сотрудниками [8], проведенные на двух сортах бериллия (SR и CR) после различных условий деформации, показали, что увеличение пластичности при изгибе происходит с увеличением температуры деформационной обработки и уменьшением величины обжатия. Левин с сотрудниками [9] исследовали влияние температуры прокатки (760-982°C) и степени обжатия (83%) на текстуру и механические свойства при растяжении прокатанных листов. Оптимальным обжатием авторы считают отношение 14:1. Дальнейшее увеличение этого отношения к существенному изменению механических свойств не приводит. Влияние параметров прокатки на текстуру, размер зерна и механические свойства при растяжении поперечно-катанных листов исследовал Уикл с сотрудниками [10]. Повышение температуры прокатки от 650 до 900°C (при обжатии 9%) приводило к уменьшению предела прочности, удлинения и совершенства текстуры. При этом размер зерна возрастал. При температуре прокатки 760°C предел прочности и относительное удлинение достигали максимума при обжатии 60%. Степень измельчения также достигла насыщения и размер зерна составлял 20 мкм. Интенсивность

полюсов базиса после прокатки возрастила от 1 до 9R. Эти результаты свидетельствуют о малой эффективности высоких обжатий.

Большинство исследователей отдают предпочтение теплой прокатке берилля в области температур 600-650°C. При этих температурах берилль выдерживает большие суммарные обжатия без макроскопических признаков разрушения. Максимально допустимое обжатие за проход обычно составляет 10-15%. Именно такое обжатие наиболее часто используют в технологии прокатки бериллиевых листов. В процессе теплой прокатки достигается более высокая степень измельчения зерна, чем при горячей прокатке. Для соблюдения идентичности условий деформации прокатку при высоких температурах обычно проводят с выдержками между проходами такими же, как и при теплой прокатке. При высоких температурах прокатки очень активно идут процессы рекристаллизации и роста зерен. Если время нахождения металла при высокой температуре в процессе пластической деформации строго не контролируется, то эффект измельчения зерна, достигаемый за счет деформации, может существенно снижаться за счет быстрого роста зерен. Внешне корректное соблюдение равных условий в случае горячей деформации может привести к заведомо худшим результатам. Строгий контроль структурного состояния деформированного берилля и выбор оптимальных условий деформации и отжига позволяет существенно повысить его механические свойства, особенно низкотемпературную пластичность [8,11].

Характеристики дислокационной структуры прокатанного электролитического берилля изучали Вилсдорф и Вильгельм [12]. В деформированном металле наблюдаются большие дислокационные скопления, особенно в плоскости $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Дислокации имеют тенденцию располагаться вдоль кристаллографических направлений. Часто наблюдаются вытянутые дислокационные призматические петли. Дислокации большей частью закреплены выделениями. Авторы отмечают высокую стабильность закрепленных выделениями дислокационных петель. При исследовании микродеформационных характеристик берилля Бонфильд и Ли [13] наблюдали 2 стадии упрочнения листов, имевших различия в дислокационной структуре. На первой стадии упрочнения дислокационная структура состоит из вытянутых линий с вектором Бюргерса $1/3<11\bar{2}0>$. 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. Влияние температуры и степени деформации на характер изменения дислокационной структуры деформированного берилля подробно изучено в работах [14-16]. После прокатки при 650°C с единичной степенью обжатия 2÷5% внутри зерен наблюдается низкая плотность дислокаций, но иногда видны дислокационные скопления, плотность которых достигает $2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. В некоторых зернах обнаружено начало формирования субграниц.

При изучении пластической деформации прокатанного берилля в лаборатории физики берилля ННЦ ХФТИ наблюдалось 3 стадии упрочнения [22]. Первая из них связана с повышением плотности подвижных дислокаций в процессе растяжения; вторая стадия - параболическая - с призматическим скольжением; третья стадия наблюдается при высоких степенях деформации и связана с базисным скольжением, проявляющимся вследствие переориентации кристаллов. С увеличением степени деформации до 20% дислокационная структура прокатанного берилля существенно изменяется. Внутри зерен наблюдаются четко сформированные субзерна размером в несколько микрон. Субграницы состоят из отдельных дислокаций, которые разрешаются в электронном микроскопе. Плотность дислокаций на границах субзерен выше, чем внутри субзерен и достигает $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Характер дислокационной структуры меняется от зерна к зерну. В некоторых зернах наблюдается высокая плотность дислокаций вместе с петлями, в то время как другие содержат сплетения дислокаций и отдельные дислокации с вектором Бюргерса $1/3<11\bar{2}0>$. Дислокационные петли обычно вытянуты вдоль направления листа $<10\bar{1}0>$. Детальное исследование субзеренных границ показало, что многие из них состоят из сплетений изогнутых дислокаций и петель, которые образуются путем взаимодействия и последующего закрепления дислокаций с различными векторами Бюргерса. Принципиального различия в дислокационной структуре берилля в интервале температур деформации 250-650°C не наблюдается. После прокатки при 450°C видны дислокационные сетки с тройными стыками в узлах под углами 60° друг к другу. Растворенные дислокационные узлы в бериллии не наблюдаются, что хорошо согласуется с высокими значениями энергии дефекта упаковки в кристаллах берилля [17]. Дислокационные сетки в бериллии очень стабильны и при исследовании структуры фольг никогда не наблюдается движения дислокаций в сетках. Иногда в зернах видны параллельные ряды прямых дислокаций, но эта структура не является типичной для всех исследованных условий прокатки. О формировании отчетливо выраженной субструктурой в литом бериллии технической чистоты после прокатки при 800°C сообщается в работе [18]. Размеры субзерен изменяются от 1 до 10 мкм. Изменение субструктурой прокатанных листов зависит от температуры и степени деформации, и особенно, от чистоты материала. По данным работы [6] после отжига при 700°C, 1 мин. структура листов из высокочистого сильнодеформированного материала является полностью рекристаллизованной. В то же время существенное уменьшение плотности дислокаций в листах берилля технической чистоты достигается только после отжига при 800°C в течение 20 часов [19].

Известно, что механические свойства металлов определяются их субструктурным состоянием -

плотностью и распределением дислокаций, характеристиками дислокационных ячеек и субзерен. Бонфильд и Ли [13] путем различных отжигов изменяли плотность и распределение дислокаций в горячепрессованном бериллии без изменения размера зерна и проводили измерения микроскопического предела текучести при постоянной скорости деформации. Электронная микроскопия позволила выявить, что в процессе отжига при температурах выше 800°C происходит значительное изменение плотности и распределения дислокаций внутри субзерен. Увеличение времени и температуры отжига приводит к уменьшению микроскопического предела текучести и скорости деформационного упрочнения. В работе [6] было показано, что после программированной прокатки, которую проводили при постепенном снижении температуры от 750 до 450°C, структура металла, соответствующая оптимальному сочетанию прочности и пластичности, отвечала деформированному состоянию с практически полным отсутствием следов рекристаллизации. Такое структурное состояние соответствовало условию отжига: 625°C, 15 мин. Механические свойства листов с полностью рекристаллизованной структурой заметно ухудшаются: одновременно уменьшаются прочность и пластичность. Этот экспериментальный результат показывает, что лучшее сочетание прочностных и пластических свойств достигается не после полной рекристаллизации, а после возврата ими частичной рекристаллизации. Электронная микроскопия позволила выявить, что после отжига по режиму 625°C, 15 мин. субструктура листов состоит из дислокационных ячеек размером от 1 до 10 мкм. Пакеты из бериллиевых пластин, полученных путем диффузионной сварки в условиях ползучести [20], имели высокую пластичность. Относительное удлинение образцов при 20°C при испытании на растяжение достигало 18% по сравнению с 2-4% удлинения, которое обычно получают у прокатанных листов из литых заготовок. Высокая пластичность сварного пакета обусловлена изменением их дислокационной структуры в процессе деформации при диффузионной сварке. Субструктура такого материала состоит из хорошо развитых субзерен с четко оформленными границами. Дислокационные скопления внутри субзерен отсутствуют. В листах, полученных различными способами деформации (осадка, ковка, прокатка) бериллия сортов SR и CR, независимо от способа деформации наблюдается, развитая субзеренная структура [10]. Плотность дислокаций внутри субзерен довольно низкая ($2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$). Субзерна отделены очень узкими, прямыми, четкими границами, внутри которых отсутствуют дислокационные сетки. Размер субзерен уменьшается от 10 до 2,5 мкм, с увеличением степени обжатия и снижением температуры деформации. Некоторые листы имели высокую плотность дислокаций ($> 10^9 \text{ см}^{-2}$) и обладали ограниченной пластичностью. Тенденция к более высокой прочности и низкой пластичности коррелирует с наличием в структуре дислокационных сплетений, наблюдавшимися Лондоном и Дамиано [21] в листах бериллиевых сплавов. Хотя оптически определяемый размер зерна был приблизительно одинаков для разных условий обработки, было обнаружено, что большему размеру субзерна соответствует больший угол изгиба и более низкий предел текучести при изгибе. Одновременно с ростом субзерен наблюдается уменьшение плотности дислокаций внутри субзерен. В деформированном состоянии плотность дислокаций внутри субзерен остается высокой. При отжиге деформированных листов заметное уменьшение плотности дислокаций происходит при 625°C, 1 час. Разориентация между субзернами после отжига составляет 4-5°. У полностью рекристаллизованных листов пластичность заметно снижается. Максимальная пластичность соответствует такой субструктуре, когда достигается сочетание высокой разориентации субзерен и одновременно низкой плотности дислокаций внутри субзерен. Эти результаты показывают, что механические свойства бериллия существенно зависят от характера его микроструктуры. В отдельных случаях пластичность при изгибе возрастила одновременно с сильно увеличивающейся базисной текстурой [10]. Важную роль в проблеме низкотемпературной хрупкости бериллия играет субструктурный фактор. 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 улучшать прочностные и пластические характеристики металла.

В соответствии с литературными данными, субструктурный фактор и совершенство кристаллографической текстуры играют основную роль в пластическом поведении бериллия. Настоящая работа посвящена систематическому исследованию влияния условий получения бериллиевых листов на их дислокационную субструктуру, текстуру и механические свойства с целью получения листов с высокими механическими свойствами.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В данном исследовании использовали листовой материал трех сортов:

- 1) материал сорта А, содержащий 99,95% бериллия;
- 2) материал сорта В, содержащий 99,87% бериллия;
- 3) материал сорта С, содержащий 99,20% бериллия.

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

Отлитые в вакууме заготовки вначале экструдировали при температуре 850°C, а затем осаживали до исходного размера. После отжига исходные заготовки имели изотропную равносоставную структуру с размером зерна $d=100 \text{ мкм}$. Вырезанные из такой заготовки диски помещали в стальные чехлы и прокатывали при трех температурах прокатки 500, 700 и 900°C. Суммарную степень обжатия меняли от 20 до 90%, а степень обжатия за проход составляла от 7 до 30%. Из прокатанных бериллиевых полос электроэррозионным способом вырезали

образцы для механических испытаний.

Таблица 1
Содержание металлических примесей в каждом из сортов берилля.

Сорт материала	Примеси, % по массе 10^2								
	Fe	Al	Cu	Si	Mn	Mg	Cr	Ni	Mo
A	0,3	0,2	0,3	0,2	0,03	0,01	0,01	0,01	0,2
B	0,8	0,4	0,3	0,3	0,03	0,01	0,03	0,01	0,3
C	10	8,4	4,2	2,2	0,97	0,16	-	0,4	-

Прокатанные по различным режимам листы имели типичную полосчатую деформированную структуру. Варьируя отжигом в интервале 650–850°C продолжительностью 1 час, изменяли структурное состояние листов от начальных стадий процесса рекристаллизации (стадия формирования субзерен) до полностью рекристаллизованного состояния, включая стадию роста зерен. Все листы, прокатанные с суммарной степенью деформации $\Sigma\varepsilon_d = 90\%$ независимо от других параметров материала и деформации, после рекристаллизационного отжига имели размер зерна от 21 до 29 мкм. Высокотемпературными отжигами (850°C) разной продолжительности, прокатанные при различных режимах листы, 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 размеры 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 принимали температуру изгиба образца на 90° без разрушения. Для структурных исследований были использованы оптическая металлография и электронная микроскопия тонких фольг методом "на просвет". Для текстурного анализа прокатанных листов строили полные полюсные фигуры (0002) и {1010}, полученные съемкой шарообразного образца на автоматическом текстур-гониометре [23,24].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Влияние температуры прокатки

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

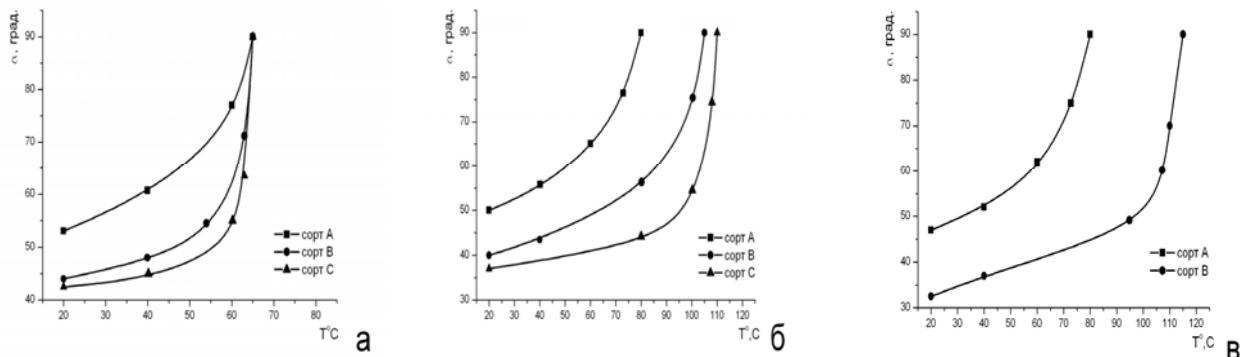


Рис. 1. Температурная зависимость угла изгиба листов сорта А, В, С, прокатанных при температурах: 900°C (а), 700°C(б), 500°C (в).

На рис. 2 представлены полюсные фигуры (0002) и (1010) листов берилля сорта А прокатанных при температурах 900 и 500°C. Снижение температуры прокатки приводит к росту степени совершенства базисной текстуры. С понижением чистоты материала влияние температуры оказывается более сильно. Интенсивность базисных полюсов для листов сорта А при снижении температуры прокатки от 900 до 500°C увеличивается от 5,5R до 7,6R и от 7,1R до 9,7R для листов сорта В (табл. 2). Для листов сорта С базисная текстура усиливается

более резко с понижением температуры прокатки. Значения R изменяются от 8,8 до 12 при снижении температуры прокатки от 900 до 700°C. Ориентация полюсов $\{10\bar{1}0\}$ с понижением температуры прокатки усиливается вдоль направления прокатки.

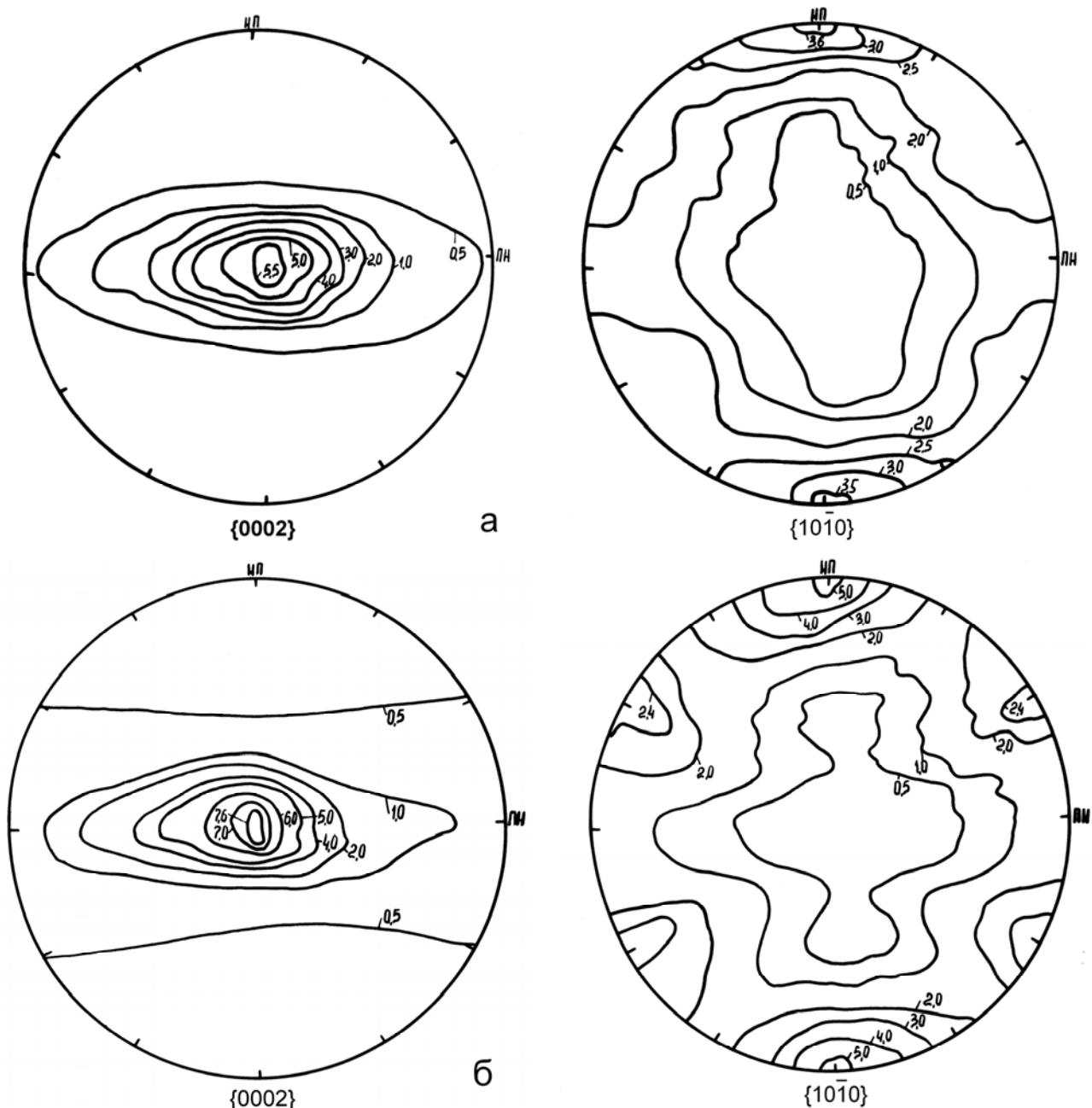


Рис. 2. Полюсные фигуры $\{0002\}$ и $\{10\bar{1}0\}$ листов сорта А прокатанных с суммарной степенью обжатия 90% при единичном обжатии – 7% и температурах: а - 900°C; б - 500°C.

Таблица 2

Интенсивность базисных и призматических полюсов листов берилля.

Сорт берилля	A			B			C		
	500	700	900	500	700	900	500	900	900
Температура прокатки, °C	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
(10\bar{1}0)	4,8	3,6	3,3	6,1	4,4	6	6,4	4,2	2,3
T _x , °C	80	65	35	115	65	110	65	65	65

Субструктура листов, прокатанных при температурах 500, 700, 900°C после отжига до зерна размером 50 мкм имеет существенное различие. Если листы, прокатанные при 500 и 700°C, отличаются только структурой дислокаций леса, то в листах, прокатанных при высокой температуре (900°C) сохраняется субзеренная структура (рис. 3а, б). С понижением чистоты материала средний размер субзерен уменьшается (табл.3). В листах, прокатанных при 900°C дислокации, большей частью, состоят из длинных прямых параллельных линий (рис. 3в, г). Плотность дислокаций зависит от чистоты материала и изменяется в пределах $1 \cdot 10^8 \div 2,7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. В листах, прокатанных при более низких температурах (500°C), плотность дислокаций несколько выше ($1,3 \cdot 10^9 \div 4,8 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$), и наблюдаемая картина качественно отличается. Распределение дислокаций неоднородное.

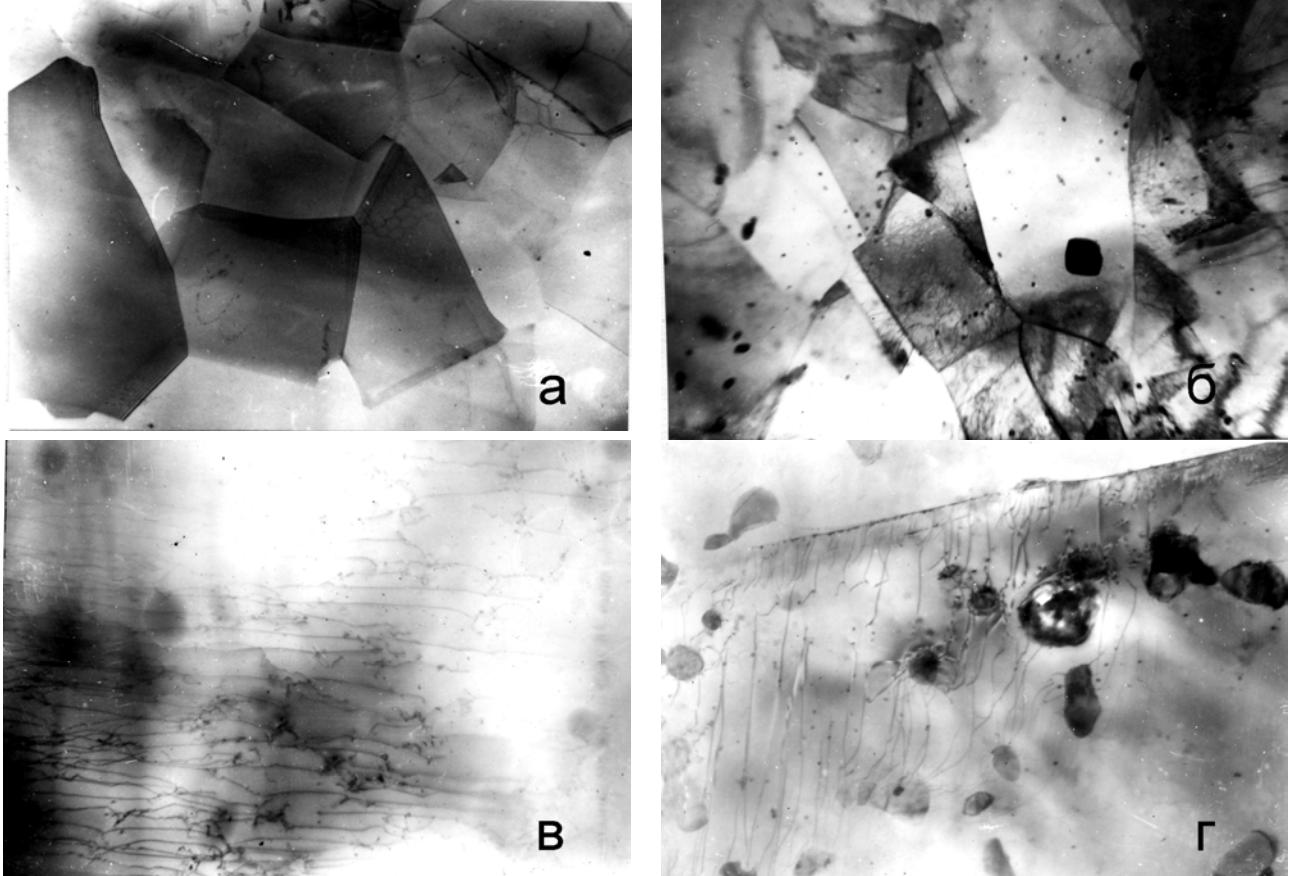


Рис. 3. Субструктура листов берилля после отжига ($d=50\text{мкм}$), прокатанных с суммарной степенью обжатия 90% при единичном обжатии – 7% и температуре – 900 °C: а - сорт А, $\times 8500$; б - сорт В, $\times 8500$; в - сорт А, $\times 17000$; г - сорт С, $\times 17000$.

Таблица 3
Структурные характеристики прокатанных листов берилля.

Сорт листов	А		В		С	
Температура прокатки, °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 , °C	80	65	115	65	110	65

Дислокационные линии короткие, с большим количеством перегибов, диполей (рис. 4а, б). Наблюдаются дислокационные скопления высокой плотности ($1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), особенно у границ зерен. Полученные результаты механических испытаний хорошо согласуются с электронно-микроскопическими исследованиями субструктуры и с 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 безусловно обусловлен текстурным эффектом. Резкое изменение характера субструктуры при возрастании температуры деформации от 700°C до

900°C хорошо коррелирует с поведением листов при изгибе. Скачок пластичности, который наблюдается при температуре прокатки 900°C, по-видимому, связан с наличием остаточной субзеренной структуры в зерне. Более высокая температура деформации уменьшает тенденцию к рекристаллизации при фиксированной температуре отжига из-за уменьшения плотности дислокаций и увеличения размера субзерен [22]. По-видимому, низкая плотность дислокаций внутри субзерен в листах, прокатанных при температуре 900°C, является причиной относительно высокой термической стабильности субзерен. Наследственная дислокационная субструктура, которая определяется температурой прокатки, вместе с текстурой ответственна и за различие прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$) листов, прокатанных при разных температурах. Снижение температуры прокатки способствует более высокой плотности дислокаций леса, которая сохраняется в листах после рекристаллизационного отжига, что приводит к повышению упрочнения. Величина предела текучести $\sigma_{0,2}$ листов с одинаковым размером зерна в зависимости от температуры прокатки изменяется для материала сорта В от 19,2 до 21,8 кг/мм² (табл. 5)

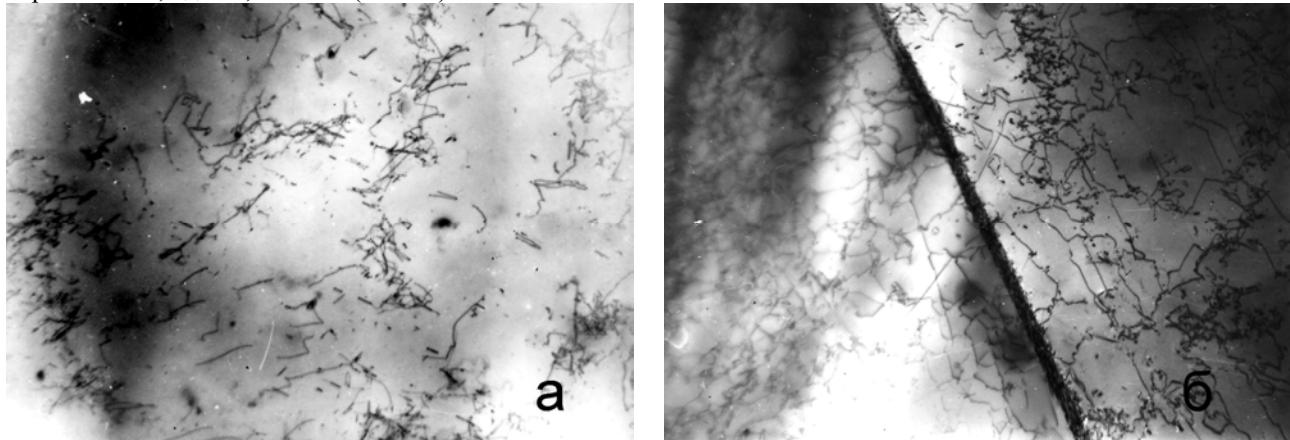


Рис. 4. Субструктура листов берилля после отжига ($d=50\text{мкм}$), прокатанных с суммарной степенью обжатия 90 % при единичном обжатии – 7% и температуре – 500°C , $\times 17000$: а – сорт А; б – сорт С.

В таблицах 4 и 5 приведены механические свойства прокатанных листов ($\Sigma\varepsilon_d = 90\%$, обжатие за проход $\varepsilon_i = 7\%$) при испытании на изгиб и растяжение. Снижению температуры хрупко-пластичного перехода T_x при повышении температуры прокатки соответствует и меньшая величина относительного удлинения при растяжении. Наиболее сильное изменение величины δ , также как T_x , происходит в интервале температур прокатки от 700 до 900°C. Прочностные свойства σ_b и $\sigma_{0,2}$ с понижением температуры прокатки возрастают для всех сортов прокатанного берилля при обоих видах испытания (растяжение и изгиб).

Таблица 4
Механические характеристики прокатанных листов берилля.

Сорт материала	Temperatura прокатки, °C					
	500		700		900	
	σ_b , кг/мм ²	T_x , °C	σ_b , кг/мм ²	T_x , °C	σ_b , кг/мм ²	T_x , °C
A	62	80	58	80	51	65
B	68	115	65	105	55	65
C	-	-	64	110	58	65

Таблица 5
Прочностные и пластические свойства прокатанных листов берилля.

Сорт материала	Temperatura прокатки, °C	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	ψ , %
A	500	38,7	18,8	6,2	5,6
	900	36,4	18,1	4,6	4,2
B	500	46,2	21,8	5,3	5,0
	700	44,1	21,1	5,0	4,4
	900	39,0	19,2	4,4	3,9
C	700	41,1	24,0	2,7	1,9
	900	38,8	21,6	4,2	3,9

Влияние примесей

При низкой температуре прокатки (500°C) снижение чистоты материала от 99,95% до 99,87% приводит к повышению температуры хрупко-пластичного перехода T_x на 35°C (рис. 1в). С возрастанием температуры прокатки от 500 до 700°C влияние примесей в бериллии на величину T_x оказывается более слабым - T_x повышается на 25°C (рис. 1б, в). Наиболее сильное влияние на величину T_x оказывает снижение чистоты материала от 99,95% до 99,87%. Дальнейшее снижение чистоты до 99,20% оказывается менее существенным: величина T_x листов, прокатанных при 700°C , при изменении чистоты от 99,87 до 99,20% повышается всего на 5°C . При этом температурный порог хладноломкости при изгибе листов, прокатанных при температуре 900°C , не зависит от концентрации примесей и составляет 65°C .

Угол изгиба и величина относительного удлинения при 20°C возрастают с повышением чистоты материала при температурах прокатки 500 и 700°C . У листов, прокатанных при температуре 900°C , независимо от содержания примесей, величина относительного удлинения δ изменяется незначительно от 4,2% для сорта С до 4,6% для сорта А. Аналогичным образом изменяется и величина относительного сужения ψ (табл. 5). Предел текучести $\sigma_{0,2}$ при растяжении листов повышается с увеличением содержания примесей для всех температур прокатки. Но величина σ_b при понижении чистоты материала от 99,95% до 99,87% для температуры прокатки 900°C возрастает от $36,4 \text{ кг}/\text{мм}^2$ до $44,1 \text{ кг}/\text{мм}^2$, а для материала чистотой 99,20% снова уменьшается до $38,8 \text{ кг}/\text{мм}^2$.

Увеличение содержания примесей приводит к усилению интенсивности базисных полюсов (табл. 2) при всех температурах прокатки и должно было бы повышать T_x листов при изгибе для всех температур прокатки.

Особенность поведения при испытании на T_x листов различных сортов, прокатанных при 900°C , можно понять, если исследовать влияние примесей на формирование субструктур. С повышением содержания примесей в листах, отожженных до зерна $d = 50 \text{ мкм}$, возрастает средняя плотность дислокаций и увеличивается число зон с высокой дислокационной плотностью - клубков и сплетений. Часто дислокационные скопления связаны с выделениями избыточных фаз. В листах различных сортов бериллия, прокатанных при температуре 900°C , субзерна всегда имеют четкие и узкие границы. Но чем выше содержание в материале металлических примесей, тем выше плотность дислокаций внутри субзерен. Одновременно уменьшается и размер субзерен (табл. 3). Субструктурный фактор - размер субзерна, который уменьшается с понижением чистоты материала, по-видимому, компенсирует отрицательное влияние текстуры, усиливающейся при повышении содержания примеси. Наблюдаемое упрочнение листов с увеличением содержания примесей связано с возрастанием плотности дислокаций леса, которая для температуры прокатки 900°C меняется от $5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ для сорта А до $2,7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ для листов сорта С. При понижении температуры прокатки от 900° до 700°C влияние примеси на дислокационную структуру становится более сильным. Средняя плотность дислокаций в листах значительно выше, а плотность дислокаций в сплетениях иногда достигает величины $8 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Примеси и выделения избыточных фаз блокируют дислокации, способствуя образованию скоплений и клубков, которые повышают вероятность хрупкого разрушения при механических испытаниях листов. Поэтому истинная прочность материала может не реализоваться из-за преждевременного разрушения. Именно по этой причине наблюдается снижение величины временного сопротивления σ_b у листов сорта С.

Влияние суммарной степени обжатия

Влияние суммарного обжатия на температуру T_x прокатанных листов исследовали для материала сорта В. На рис. 5 представлена температурная зависимость угла изгиба листов, прокатанных с суммарной степенью обжатия 20, 60 и 90% при температуре 900°C . Повышение степени суммарного обжатия от 20 до 90% приводит к снижению величины T_x от 85 до 55°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 .

С увеличением степени суммарного обжатия от 20 до 90% при температуре 900°C размер субзерен практически не изменяется и составляет около 10 мкм . В листах, прокатанных на 20%, субзерна имеют удлиненную форму полигонов и небольшие углы $2\text{--}3^{\circ}$ взаимной разориентации (рис. 6). Листы, прокатанные со степенью обжатия 30%, имеют равноосную форму, а углы взаимной разориентации достигают $10\text{--}15^{\circ}$. Текстура прокатки становится полностью сформированной уже при степени деформации 20%. Базисные полюса расположены под углом $15\text{--}30^{\circ}$ к направлению нормали. Максимальное значение плотности базисных полюсов равно $5R$. Полюса $(10\bar{1}0)$ имеют слабую преимущественную ориентировку вдоль направления прокатки под углами $\pm 60^{\circ}$ к этому направлению (рис. 7а).

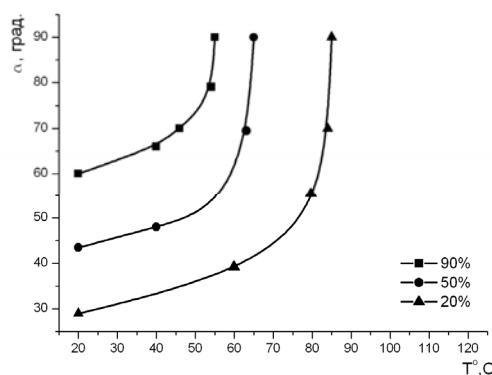


Рис. 5. Температурная зависимость угла изгиба листов сорта В, прокатанных с суммарными обжатиями: 20, 50 и 90%.

мкм. В листах, прокатанных на 20%, субзерна имеют удлиненную форму полигонов и небольшие углы $2\text{--}3^{\circ}$ взаимной разориентации (рис. 6). Листы, прокатанные со степенью обжатия 30%, имеют равноосную форму, а углы взаимной разориентации достигают $10\text{--}15^{\circ}$. Текстура прокатки становится полностью сформированной уже при степени деформации 20%. Базисные полюса расположены под углом $15\text{--}30^{\circ}$ к направлению нормали. Максимальное значение плотности базисных полюсов равно $5R$. Полюса $(10\bar{1}0)$ имеют слабую преимущественную ориентировку вдоль направления прокатки под углами $\pm 60^{\circ}$ к этому направлению (рис. 7а).

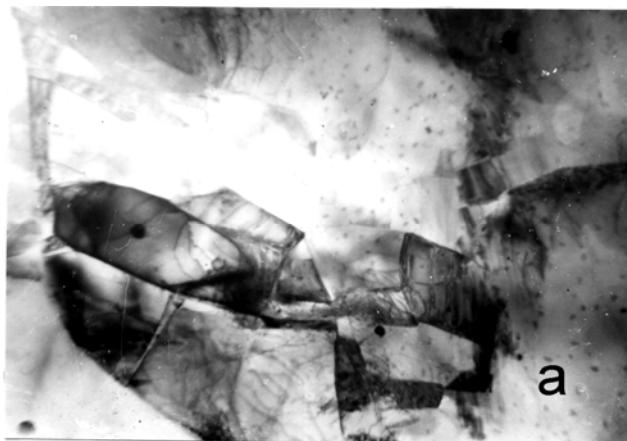
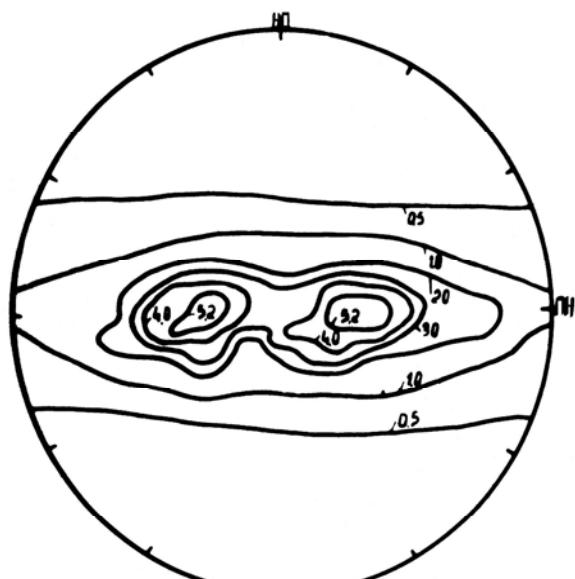
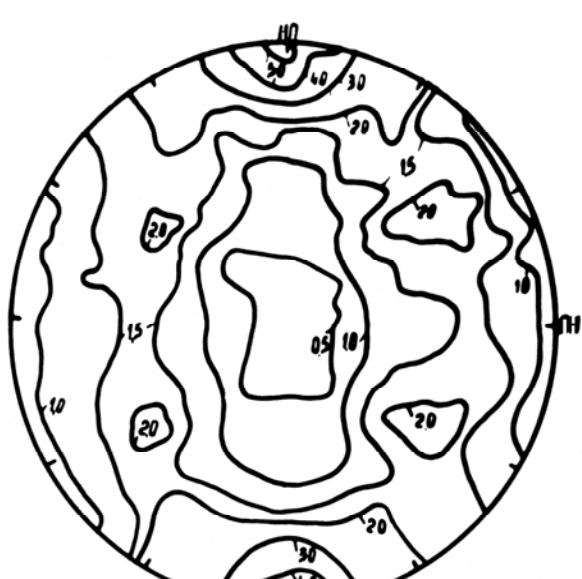
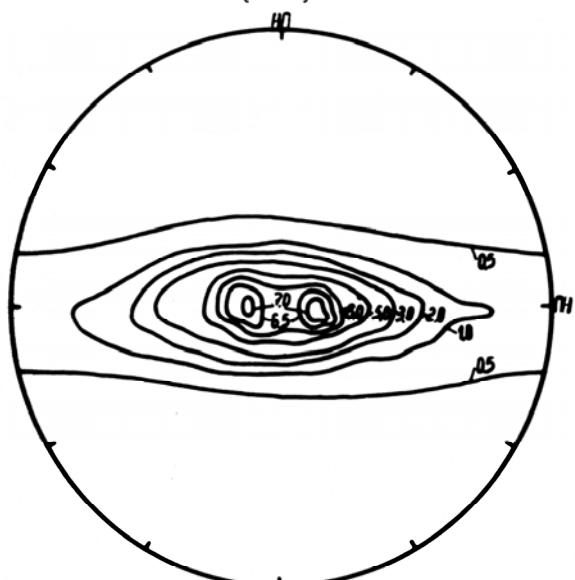


Рис. 6. Субструктуря листов берилля сорта В, $\times 17000$: а - исходное состояние; б - прокатанных при температуре 900°C с суммарной степенью обжатия 20%, отжиг - 700°C, 30 мин.



а

{10 $\bar{1}$ 0}

б

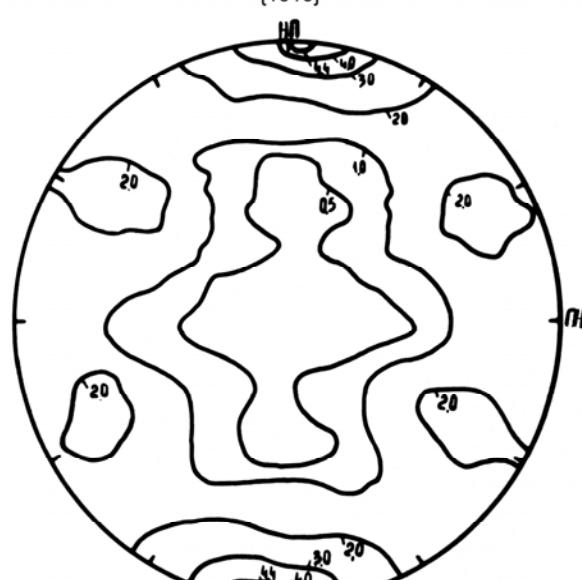
{10 $\bar{1}$ 0}

Рис. 7. Полюсные фигуры (0002) и ($10\bar{1}0$) листов сорта В прокатанных при температуре 900 °C с суммарной степенью обжатия: а - 20%; б - 90%.

Несмотря на то, что базисная текстура с повышением степени суммарного обжатия от 20 до 90% продолжает усиливаться, хотя и незначительно (от 5R до 7R) (рис. 7б), более существенное влияние на поведение листов при изгибе оказывает эффективная длина плоскости скольжения, которая при одинаковом размере субзерен уменьшается с возрастанием их разориентации.

Влияние степени единичного обжатия

Влияние степени единичного обжатия исследовано на листах берилля сортов А и С, прокатанных при температуре 900°C. Суммарная степень обжатия составляла 90%. На рис. 8 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.

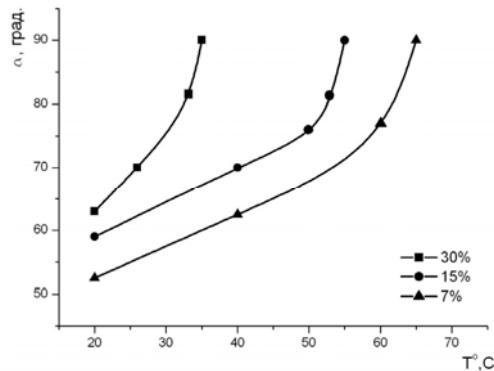


Рис. 8. Температурная зависимость угла изгиба листов сорта А, прокатанных на 90 % с единичными обжатиями: 7, 15 и 30%.

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 размеров 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 берилля сорта С, прокатанных с единичными обжатиями 30%, размер субзерен ниже, чем в листах берилля сорта А, и составляет 3–5 мкм. Но плотность дислокаций внутри субзерен в таких листах значительно выше ($\sim 2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), 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 берилля 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 определяется условиями прокатки (табл. 6). 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 130–160°C.

Таблица 6.

Размеры субзерен в листах берилля при различных температурах прокатки.

Сорт листов	Размер ячеек, мкм		
	Temperatura прокатки, °C		
	500	700	900
A	2,4	2,6	4,0
B	2,1	2,6	3,3
C	-	2,4	2,8

Последеформационный отжиг различной продолжительности в интервале температур 650-850°C приводит к очистке субзерен от дислокаций, укрупнению субзерен и уравниванию углов их. Микродеформационные картины, полученные с деформированных листов, показывают, что азимутальные углы разориентации находятся в пределах 1-15°. После отжига листов при 650°C, 1 час область наблюдаемых углов разориентации субзерен составляет 5-15°. 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 субзерен. Одновременно со снижением плотности дислокаций леса внутри субзерен 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 субзерен увеличивается до 4-6 мкм, а плотность дислокаций леса внутри субзерен при этом составляет $2 \div 5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$.

После отжига при 700°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 σ_b после рекристаллизации уменьшается на 15%, то величины относительного удлинения и поперечного сужения уменьшаются в 2 раза (табл. 7).

Таблица 7

Механические свойства листов бериллия после отжига.

Сорт листов	Структурное состояние	Температура прокатки, °C	α , град.	T_x , °C	σ_b , кг/мм ²	σ_0 , кг/мм ²	δ , %	Ψ , %
A	частичная рекристаллизация	500 900	32 52	50 35	44,6 48,4	26,2 24,2	8,7 12,2	7,3 11,0
	полная рекристаллизация, d=29мкм	900	44	60	41,1	20,8	6,1	5,5
B	частичная рекристаллизация	900	28	80	42,2	22,6	3,6	3,0
	полная рекристаллизация, d=25мкм	900	39	55	36,4	19,8	5,4	4,3
C	частичная рекристаллизация	900	7	130	32,0	24,8	1,7	1,2
	полная рекристаллизация, d=25мкм	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, сформулированные при высоких температурах прокатки, более стабильны при отжиге. В листах, прокатанных при 500°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°C) и отжига процессы перестройки субзерен ограничены границами "старых" зерен, которые часто наблюдаются после докристаллизационного отжига. Возможно именно по этой причине субзерна в листах, прокатанных при 500°C, 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. 7).

В листах сорта В существенное уменьшение плотности дислокаций леса и максимальная пластичность наблюдается 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÷50 мкм, тогда как после окончания первичной рекристаллизации размер зерна в бериллиевых листах сорта С составляет 21 мкм, но их пластичность остается низкой.

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 (сорт 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. 9). 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).

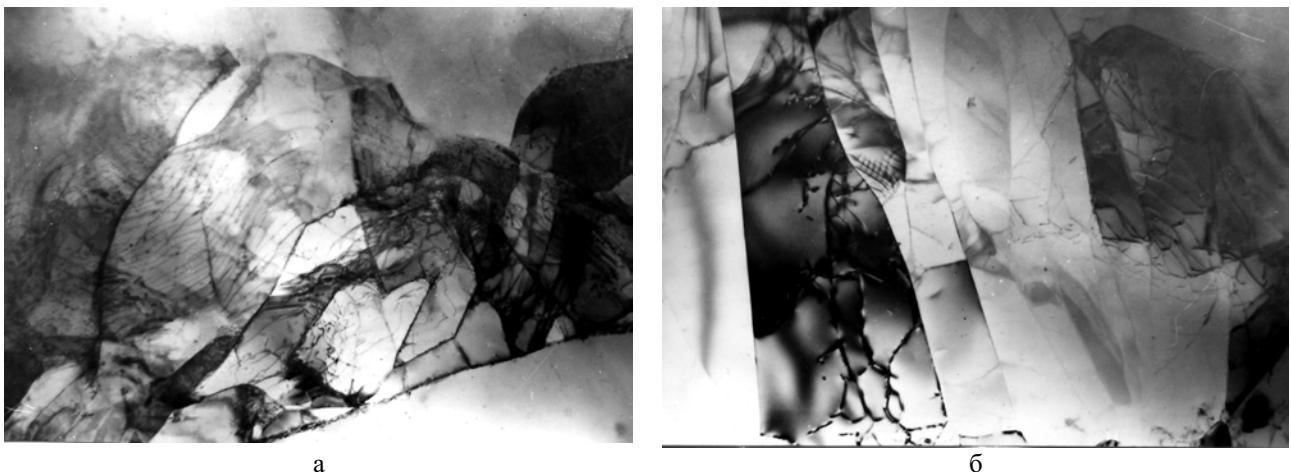


Рис. 9. Субструктурата листов берилля сорта С, прокатанных с суммарной степенью обжатия 90% при температуре: а - 900°C , ×17000; б -700°C , ×17000.

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°C 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°C. 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 берилля при отжиге.

Таким образом, механические свойства листового берилля 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 берилля 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 берилля. Хотя взаимосвязь между размером зерна и механическими свойствами берилля 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.

3. Установлено, что высокие температуры прокатки ($>800^{\circ}\text{C}$), кроме благоприятного влияния на формирование низкодислокационной субзеренной структуры, позволяют значительно упростить технологический процесс получения листов. Отпадает необходимость использования длительных промежуточных отжигов для снятия напряжений, допускаются более высокие единичные обжатия без опасности растрескивания листов и усиления базисной текстуры. Оптимальными режимами прокатки следует считать температуру $850\text{-}900^{\circ}\text{C}$ при степени единичного обжатия до 30%.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бериллій: наука и технология / Пер. с англ. под. ред. Тихинского Г.Ф. и Папирова И.И. - М.: Металлургия, 1984. - 624с.
2. Raffray A.R., Federici G., Barabash V., Pacher H.D., Barlets H.W., Cardella A., Jakeman R., Ioki K., Janeshits G., Parker R., Tivey R., Wu C.H. Beryllium application in ITER plasma facing components // Fusion Engineering and Design. – 1997. - Vol.37. - №2. - P.261-286.
3. Сборник трудов V рабочей группы Международного Энергетического Агентства по бериллию. - Интерконтакт Наука, Москва, 2002. - 143с.
4. Evans R.E., Cheer D.A. Conference Internationale sur la Metallurgire du Beryllium. Grenoble // Press Universitaires de France. – 1965. - P.455.
5. Frankeny J.L., Floyd D.R. Ingot-Sheet Beryllium Fabrication, Report RFP-910. – 1968. - P.34.
6. Hanafee J.E. Investigation Including a Testing Program to Study and Develop Methods for Improving the Ductility of Beryllium, Franklin Institute Research Laboratories, Philadelphia, Pennsylvania, F-C2754, February 1971.
7. Taylor W. The Influence of Grain Refinement and Titanium Alloying Additions on the Mechanical Properties of Beryllium Ingot Sheet. Report AD0871476, - 1969. - P.155.
8. Cooke F.W., Herman M., Conrad H. Effect of purity and processing procedure on the mechanical properties of beryllium sheet // Met. Trans. – 1971. – Vol.2. - № 5. - P.1297-1305.
9. Levine E.D., Aronin L.R. and Gelles S.H. Low-reduction rolling of beryllium and beryllium-1% copper alloys // Trans. Am. Soc. Metals. – 1963. – Vol.56. - P.540-549.
10. Wikle K.G., Armstrong J.W., Perrin W.N. Development of Beryllium Sheets Rolled Flat to Gauge. Final Engineering, Report No. AMC-TR-60-7-631 covering period November 1957 to March 1960, Contract No. AF 33(600)-35289, Brush Beryllium Company, September 1960.
11. Иванов В.Е. и др. / Отчет ФТИ АН УССР, 1973 г.
12. Wilsdorf H.G.F., Wilhelm F.J. Metallurgy of Beryllium, London, Chapman and Hall. - 1963. – 879p.
13. Bonfield W., Sartell J.A., Li C.H. The Effect of Surface Condition on the Microstrain of Beryllium // Trans. of the Metallurgical Society of AIME. - June 1963. - Vol.227. - P.669-673.
14. Scott V.D., Lindsay H.M. Conference Internationale sur la Metallurgie du Beryllium, Grenoble, Press Universitaires de France, - 1965. - P.277.
15. Antolin J., Poireer J.P., Dupouy J.M. Conference Internationale sur la Metallurgie du Beryllium, Grenoble, Press Universitaires de France, - 1965, - P.289.
16. Dupouy J.M. et. al. Contribution à l'étude de la déformation et de la restauration du beryllium pur // J. Nucl. Mat. – 1964. - Vol.12. - P.277-290.
17. Conrad H., Permutter J. Conference Internationale sur la Metallurgie du Beryllium, Grenoble, Press Universitaires de France, - 1965. - P.319.
18. Saulnier A. Electron micrograph and microdiffraction structural study of thin section of beryllium // J. Nucl. Mat. – 1960. – Vol.2. - P.299-309.
19. Scott V.D., Lindsay H.M. Dislocation vectors related to the ductility of beryllium // J. Nucl. Mat. – 1966. - Vol.18. – P.176-186.
20. Heiple C.R. Mechanical properties of diffusion-bonded beryllium ingot sheet // Met. Trans. – 1972. – Vol.3. - №. 41. – P.807-812.
21. Damiano V., London G., Stone G., Welst W. Flow and Fracture Characteristics of Beryllium, Franklin Institute Research Laboratories, Philadelphia, Pennsylvania, Q-B2373-3, 1966.
22. Папіров І.І. и др. Природа пластической деформации монокристаллов, изд-во ХФТИ, - 1975 г.
23. Капчерин А.С. и др. Автоматический текстур-гониометр для рентгеновских дифрактометров. - Харьков, 1974. (Препринт ХФТИ 74-34).
24. Капчерин А.С., Шкурапатенко В.А., Папіров І.І., Ніколаєв Д.І. Аналітическое описание текстуры поликристаллических материалов. Полюсная фигура. -М.: ЦНИИатоминформ, 1985. - 50с. - (Препринт ХФТИ 85-42).

STRUCTURAL AND TEXTURAL ANALYSIS ROLLED SHEETS OF BERYLLIUM

I.I. Papirov, A.A. Nikolaenko, V.A. Shkuropatenko, G.S. Koskarev

National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology"
Academicheskaya st.1, 61108, Kharkov, Ukraine

Influence of rolling temperature, metal purity, total and unite strain level, temperatures and duration of annealing on dislocation structure, texture and mechanical properties of beryllium sheets is studied. It is established, that the optimum combination strength and plastic properties is reached in a material with generated low-dislocation subgrain structure. Realizations of such substructure promote high temperatures of deformation (above temperature of recrystallization) and purity of material. Optimum condition of rolling beryllium sheets are defined: temperature $850\text{-}900^{\circ}\text{C}$ at unite strain level up to 30%.

KEY WORDS: beryllium, rolling of beryllium, beryllium sheet, structure, texture, mechanical properties.