Физика низких температур, 1995, т. 21, № 12, с. 1246–1253 УДК 546.56:620.172/178.2:539.377

Особенности структуры и механических свойств ванадия после больших низкотемпературных деформаций волочением

В. К. Аксенов, О. И. Волчок, А. В. Мац, Я. Д. Стародубов

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Украина, 310108, г. Харьков, ул. Академическая, 1
E-mail: kfti%kharkov.ua@relay.ussr.eu.net

Статья поступила в редакцию 2 июля 1995 г., после переработки 1 августа 1995 г.

Изучены и проанализированы изменения структуры и механических свойств поликристаллического ванадия после деформации волочением (в том числе с наложением ультразвука) до 98% при 77 и 300 К. Установлено, что снижение температуры деформации наряду с существенным ростом степени дефектности структуры приводит к задержке процессов массовой фрагментации материала, в результате чего области равномерного распределения дислокаций наблюдаются вплоть до 90% обжатий. Рассмотрены возможности эволюционного развития этого типа структуры и высказано предположение о том, что даже в самых благоприятных условиях для его сохранения максимально достижимая при деформировании плотность дислокаций на два порядка ниже теоретической оценки. При этом создаваемые размытыми скоплениями дислокаций одного знака непрерывные разориентировки в этой структуре не превышают 5°. Проанализирована связь между структурными характеристиками и выявленными особенностями изменений механических свойств.

Вивчено і проаналізовано зміни структури та механічних властивостей полікристалічного ванадія після деформації волочінням (у тому числі з наложенням ультразвуку) до 98% при 77 і 300 К. Встановлено, що зниження температури деформації поряд з суттєвим ростом ступеню дефектності структури, приводить до затримки процесів масової фрагментації матеріалу, в результаті чого області рівновимірного розподілу дислокацій спостерігаються аж до 90% обтиснень. Розглянуто можливості еволюційного розвитку цього типу структури і зроблено припущення, що навіть у самих благоприятливих умовах для його зберігання максимально досягаєма при деформуванні густина дислокацій на два порядка нижча теоретичної оцінки. При цьому створювані розмитими скупченнями дислокацій одного знаку безперервні дезорієнтації в цій структурі не більші 5°. Проаналізовано зв'язок між структурними характеристиками і виявленими особливостями зміни механічних властивостей.

Предварительная деформация металлов и сплавов при низких температурах является эффективным методом создания высокой плотности дефектов кристаллического строения и соответственного увеличения прочностных характеристик при последующих испытаниях. Основной массив данных, относящийся к этому направлению исследований, получен для прокатки материалов при 4,2–77 К [1], а сведения о влиянии других методов воздействия немногочисленны. В то же время изучение влияния вида напряженного состояния при пластической деформации является определяющим для понимания общности и выявления специфики формирования структуры и изменений механических характеристик материалов в различных условиях деформирования. Одним из наиболее распространенных способов пластической деформации металлов и сплавов является деформация волочением. Однако существующие данные по влиянию низкотемпературного волочения на структуру и свойства приводятся только для сплавов и единичны [2–5], а для чистых ОЦК металлов отсутствуют.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование механических свойств и структуры проволочных образцов поликристаллического ванадия, полученных волочением при 300 и 77 К, и рассмотрены возможности достижения предельной плотности дислокаций для одного из характерных типов структурного состояния материалов при низкотемпературной деформации — равномерного распределения дислокаций.

Образцы и методика

Деформацию волочением при 77 и 300 К рекристаллизованных (отжиг при 1 000 °С в течение 3 ч в вакууме 10^{-7} торр) проволочных заготовок (диаметр 2 мм) ванадия (99,88%) осуществляли на специальном устройстве [4], в котором предусмотрена возможность возбуждения в волоке продольных ультразвуковых колебаний. После волочения проводили испытания на разрыв (T_t = 300 К), а также измерения микротвердости. Контроль структурного состояния осуществляли в перифе-

© В. К. Аксенов, О. И. Волчок, А. В. Мац, Я. Д. Стародубов, 1995

рийных частях образцов с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Отметим, что повышенная ($T > 300$ K) температура возврата для ванадия обусловливает минимальные изменения его дислокационной структуры при отогреве образцов до 300 K после криогенной деформации.

Результаты экспериментов

На рис. 1 приведены результаты измерений зависимостей предела текучести σ_S (соответствующего началу отклонения от упругого участка на диаграммах растяжения) и предела прочности σ_B от степени обжатия ε ванадия после волочения при 77 и 300 K. Сразу отметим, что уровень упрочнения образцов после волочения в жидком азоте выше, чем после аналогичного деформирования при 300 K. Наибольший эффект наблюдается после больших пластических деформаций, и при $\varepsilon = 98\%$ относительное увеличение σ_S и σ_B образцов, предварительно деформированных при 77 K, составляет 370 и 270%, а после волочения при 300 K — 170 и 190%. Характер зависимостей σ_S и σ_B от ε несколько различен (рис. 1). Как видно,

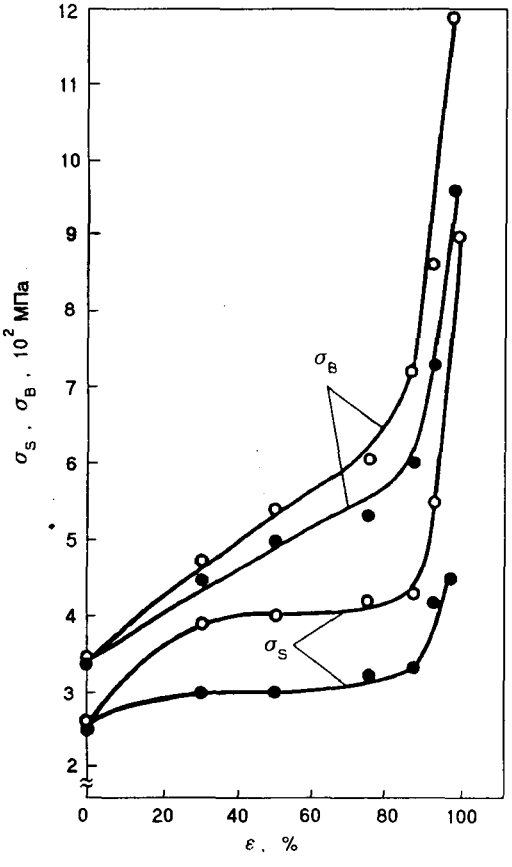

Рис. 1. Зависимость пределов текучести и прочности ванадия от степени предварительной деформации волочением при 77 K (○) и 300 K (●).

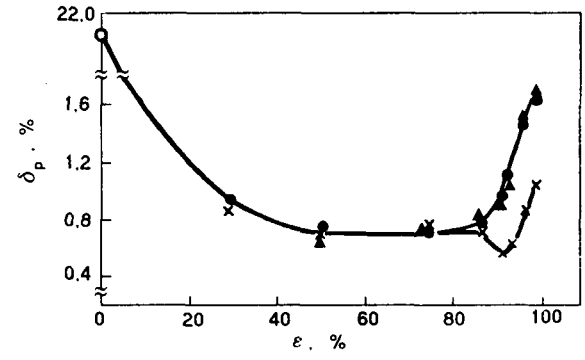

Рис. 2. Зависимость равномерного относительного удлинения ванадия δ_p от степени предварительной деформации волочением при 77 K (×), 300 K (●) и T = 77 K в ультразвуковом поле (▲); (○) — исходное состояние.

изменение σ_S с ростом ε протекает в три стадии, причем в области 30–90% величина σ_S слабо зависит от степени предварительной деформации, а очень резкое увеличение предела текучести наблюдается при $\varepsilon > 90\%$. В то же время зависимость $\sigma_B(\varepsilon)$ двухстадийна, причем рост величины предела прочности происходит во всем исследованном интервале степеней деформации и наиболее интенсивный при $\varepsilon > 80\%$. По мере роста ε общее относительное удлинение δ_0 снижается с 24 до 2%, а различия в значениях δ_0 после волочения при 77 и 300 K практически отсутствуют. Ход зависимости равномерного относительного удлинения δ_p от степени предварительной деформации в интервале $0\% < \varepsilon < 80\%$ при 77 и 300 K практически идентичен зависимости $\delta_0(\varepsilon)$ (рис. 2). При $\varepsilon > 90\%$ для образцов, подвергнутых волочению при 300 K, наблюдается рост δ_p, а для случая предварительной деформации при 77 K и $\varepsilon \simeq 90\%$ на зависимости $\delta_p(\varepsilon)$ наблюдается минимум. Последнее свидетельствует об усилении локализации деформации в этой области обжатий. Увеличение δ_p после больших пластических деформаций связано с развитием фрагментации материала [6].

Зависимость микротвердости H_μ на поверхности образцов от степени деформации при 77 K приведена на рис. 3. Видно, что при $\varepsilon \geq 60\%$ уровень прироста значений H_μ резко увеличивается, а при $\varepsilon > 70\%$ на зависимости $H_\mu(\varepsilon)$ наблюдаются немонотонности. Обращает на себя внимание то, что разброс значений H_μ с ростом ε существенно увеличивается, особенно в точках минимума. Качественно аналогичная картина наблюдается и после волочения при 300 K, однако осциллирующий характер кривой $H_\mu(\varepsilon)$ менее выражен, а разброс

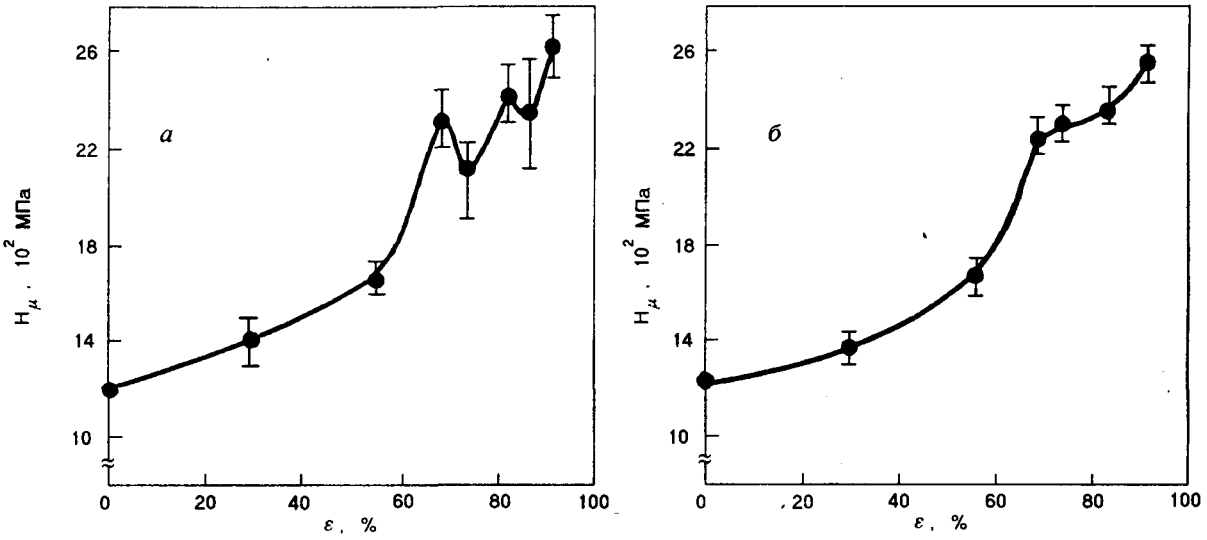

Рис. 3. Зависимость микротвердости поверхности образцов ванадия от степени предварительной деформации волочением при 77 К (*а*) и при 77 К в ультразвуковом поле (*б*).

данных H_μ меньше. Такое немонотонное упрочнение часто наблюдается при развитии больших пластических деформаций и ротационной пластичности металлов [7]. Изучение распределения микротвердости по сечению образцов показало, что поверхностные слои металла имеют более высокое значение H_μ (рис. 4). Отметим, что при $\varepsilon > 70\%$ на зависимостях $H_\mu(d)$ также может наблюдаться немонотонное упрочнение, имеющее, с нашей точки зрения, ту же природу, что и осцилляции на рис. 3. Упрочнение сердцевины образцов заметно отстает от упрочнения поверхностных слоев. Это связано с неравномерностью напряженного состояния при волочении, что приводит к появлению дополнительных и остаточных напряжений растяжения (осевых и окружных) в периферийных слоях проволочного образца и напряжений сжатия в центральных. Величина дополнительных сдвигов, возникающих в слоях осевого направления, увеличивается от оси к периферии [3], что и определяет более высокую степень деформации периферийных слоев относительно измеряемой (по изменению сечения образца) степени обжатия и соответствующие изменения H_μ по сечению проволоки. Отметим, что, согласно [7], для обнаружения немонотонностей упрочнения наиболее предпочтительны измерения микротвердости, а измерения пределов текучести, прочности и относительного удлинения сравнительно малоэффективны, хотя на зависимостях $\delta(\varepsilon)$ при $\varepsilon > 80\%$ также наблюдается немонотонность.

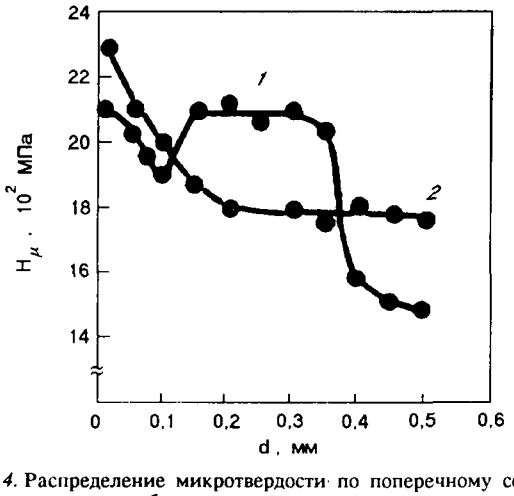

Рис. 4. Распределение микротвердости по поперечному сечению проволочного образца из ванадия, полученного волочением при 77 К (*1*) и волочением при 77 К в ультразвуковом поле (*2*); *d* — расстояние от поверхности до центра сечения.

По данным электронно-микроскопических исследований увеличение прочностных характеристик после криогенного волочения по сравнению с аналогичными деформациями при 300 К, как и при других видах деформирования [1], в целом связано с увеличением степени дефектности структуры. При этом характер эволюции дефектной структуры с ростом степени обжатия при 77 и 300 К несколько различен.

После относительно небольших обжатий образцов при 77 К для основного объема материала типично равномерное распределение дислокаций. С увеличением степени обжатия происходит резкое увеличение средней плотности дислокаций ρ и при $\varepsilon = 35\%$ величина ρ составляет $14 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$. В ряде случаев на фоне равномерного распределения дислокаций наблюдаются отдельные границы разориентации деформационного происхождения. Кроме того, при этой степени обжатия в отдельных участках наблюдается фрагментация, причем границы фрагментов вытянуты в направлении воло-

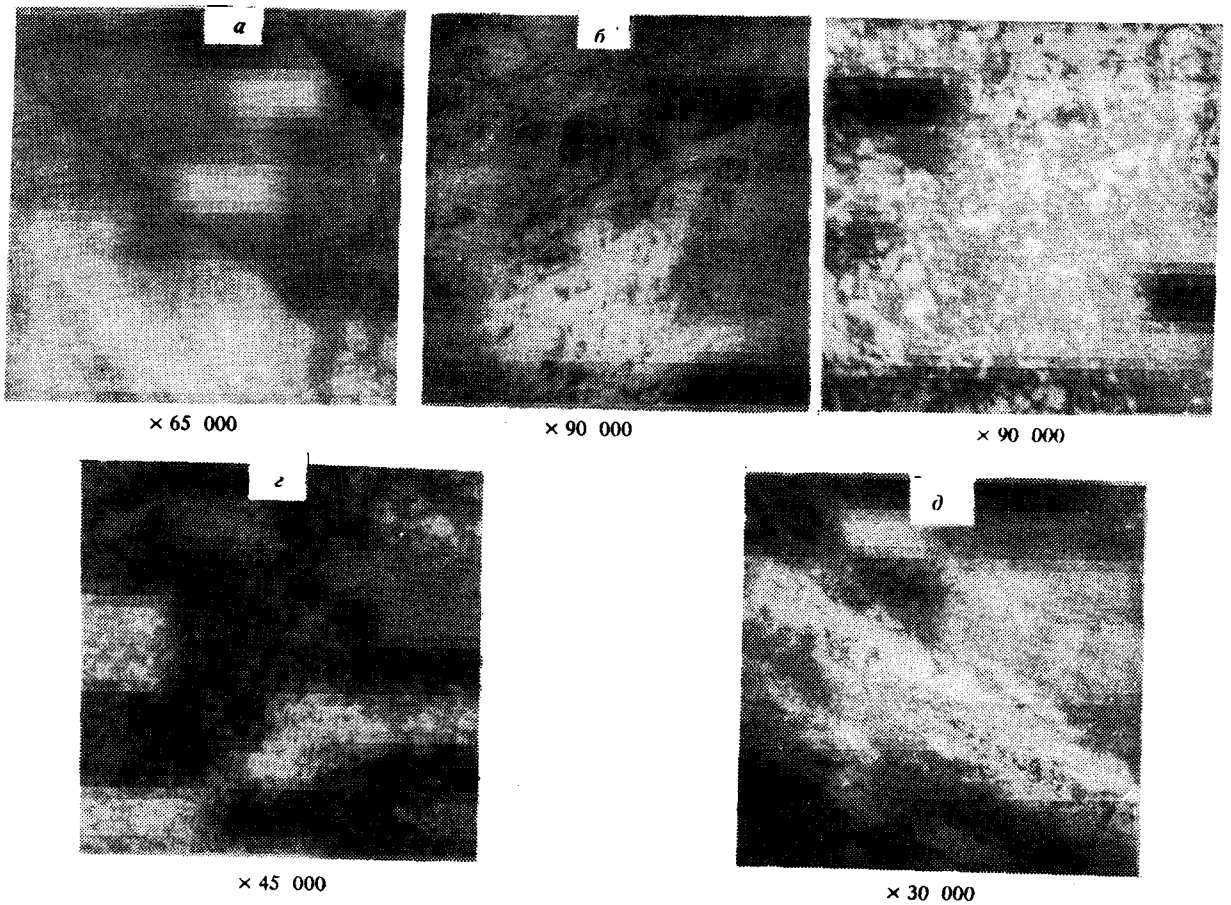

Рис. 5. Микроструктура ванадия после предварительной деформации волочением при $T = 77$ K ($\varepsilon = 35\%$ (*а*); 80% (*б–г*)); при 300 K ($\varepsilon = 80\%$) (*д*).

чения (рис. 5,*а*). Средняя плотность дислокаций в теле фрагментов $\rho_f \simeq 25 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$, среднее расстояние между границами h составляет 0,3 мкм, а вызываемые ими разориентировки могут достигать 12°. В теле фрагментов наблюдаются значительные изменения дифракционного контраста. Дальнейшее увеличение ε сопровождается развитием фрагментации и уменьшением объемной доли областей с равномерным распределением дислокаций (ОРРД). При $\varepsilon \simeq 80\%$ основными элементами структуры являются фрагменты, границы которых вытянуты вдоль направления волочения. Обнаружены два типа фрагментированной структуры. Типичным является тот, который по своей морфологии и характеристикам близок к фрагментированной структуре при $\varepsilon = 35\%$ ($h = 0{,}3$ мкм; $\rho_f = 25 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$), однако разориентировки между фрагментами достигают 20°. Внутри фрагментов дислокации могут быть сгруппированы в скопления, наблюдаются также резкие изменения дифракционного контраста и большое количество изгибных контуров, что свидетельствует о процессах поляризации дислокаций и резко выраженном неоднородном уровне внутренних напряжений. Структуры второго типа (рис. 5,*б*) характеризуются существенным уменьшением расстояния между границами ($h \simeq 0{,}1$ мкм), возникновением заметного количества поперечных границ, а также значительным разбросом значений плотности дислокаций внутри фрагментов ($\rho_f \sim (1-10) \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$). Максимальные разориентировки между фрагментами такие же, как и в структуре первого типа. Структуры второго типа становятся преобладающими при $\varepsilon > 90\%$.

Отметим, что при $\varepsilon = 80\%$ еще существуют отдельные ОРРД, в которых средняя плотность дислокаций увеличилась до $26 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ при разбросе $(20–40) \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ (рис. 5,*в*). Пространственные размеры этих областей (~ 5 мкм) соответствуют верхнему пределу мезоскопического структурного уровня. В этих областях периодически наблюдаются «пятнистые» изменения дифракционного контраста, что создает впечатление ячеистой структуры с широкими границами ячеек (рис. 5,*г*). Подобные структуры наблюдались также после

прокатки ванадия при 300 K с $\varepsilon \geq 50\%$ [9]. На микроэлектронограммах этих участков фиксируется величина азимутального размытия рефлексов ω до 5°. При изменении наклона образца темные участки переходят в светлые и наоборот, причем плотность дислокаций в них одинакова. Представляется, что наблюдаемый эффект связан с существованием размытых скоплений одного знака, размеры которых колеблются от 100 до 300 нм. Отметим, что величина ω, связанная с этими скоплениями, может заметно превосходить дискретные разориентировки между фрагментами. При деформациях свыше 90% области с равномерным распределением дислокаций не наблюдаются.

На начальных этапах волочения образцов при 300 K возникает равномерное распределение дислокаций, которое затем трансформируется в слабо разориентированную (до 2°) полосовую ячеистую структуру, занимающую при $\varepsilon \simeq 35\%$ примерно половину объема материала. Для этой степени деформации средняя плотность дислокаций в ОРРД и ячеистой структуре $\sim 4 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$, а расстояние между границами колеблется от 0,5 до 2 мкм. При $\varepsilon = 80\%$ типична слабо разориентированная ячеистая структура (рис. 5,*г*), для которой $\rho \simeq 7 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$, $h \simeq 0{,}35$ мкм. В то же время при этих обжатиях начинаются процессы фрагментации части микрообъемов, причем, как и после волочения при 77 K, фрагменты вытянуты вдоль направления волочения. При $\varepsilon > 85\%$ процессы фрагментации охватывают основной объем материала, при этом среднее расстояние между границами фрагментов составляет 0,2 мкм, а вызываемые ими разориентировки достигают 9°.

Обсуждение результатов

Общий характер изменений структуры ванадия после волочения при 77 и 300 K — возникновение и развитие равномерного распределения дислокаций и последующая фрагментация — качественно одинаков и типичен для пластической деформации ОЦК металлов при низких гомологических температурах [6]. В то же время понижение температуры деформации приводит к тому, что область слабо разориентированной ячеистой структуры после волочения при 77 K практически отсутствует. Формирование этого типа структуры можно рассматривать как начальные этапы фрагментации материала [10]. С этой точки зрения полученный результат свидетельствует о резком подавлении коллективной подвижности дислокаций и, как следствие, необходимости достижения гораздо более высоких структурных параметров, характеризующих ОРРД и определяющих возникновение массовой фрагментации в этих областях при понижении температуры деформации. Этим обусловлена задержка начала низкотемпературной фрагментации по степени деформации и возникновение гораздо более мощных границ разориентации на ее начальных этапах. С этим же связано и то, что процесс фрагментации не носит массового характера и значительно растянут по степени деформации.

Полученные данные свидетельствуют о том, что средняя плотность дислокаций является важным, но не определяющим фактором возникновения фрагментации. Более критичными являются накопление дислокаций одного знака, характеризуемое значениями ω, и величины градиентов внутренних напряжений. Эти факторы определяются не только уровнем термической активации, но и кристаллографической ориентацией микрообъемов по отношению к деформирующему усилию. Известно [1], что существуют такие схемы деформирования монокристаллов, при которых за счет ориентационного фактора источники дислокаций генерируют практически одинаковые количества дислокаций разных знаков. Это существенно увеличивает степень деформации, при которой реализуется трансляционное скольжение и сохраняется исходная кристаллографическая ориентация образцов. При других схемах деформирования происходит быстрое возникновение скоплений дислокаций одного знака и фрагментация материала. Несомненно, что подобная ситуация реализуется и при деформации поликристаллов, что задерживает развитие фрагментации в части микрообъемов и существенно продлевает эволюционный путь развития такого типа структуры, как равномерное распределение дислокаций. Таким образом, можно высказать определенные суждения о предельных значениях параметров, характеризующих завершение эволюционного пути развития этого структурного состояния.

Следуя работе [1], оценим для ванадия предельно возможную плотность дислокаций ρ_L, используя предположение, что аморфное состояние можно рассматривать как эквивалент высокодислокационного кристалла. Тогда минимальное расстояние между соседними дислокациями оценивается из соотношения

$$G(R - r_c)\frac{b}{2\pi} > \pi r_c^2 L \ , \qquad (1)$$

где $G = 4{,}66 \cdot 10^4$ МПа — модуль сдвига [12]; r_c — радиус ядра дислокации; $b = 2{,}63 \cdot 10^{-8}$ см — вектор Бюргерса [13]; $L = 17{,}5$ кДж/моль — скрытая теплота плавления [14]. Считая, что $r_c \simeq 3b$, получаем $\rho_{max} \simeq 4 \cdot 10^{13}$ см$^{-2}$. Мы предполагаем, что ОРРД, существующие после обжатий свыше 80% при 77 K, находятся в особо благоприятных условиях для развития трансляционного скольжения и в них реализуется предельная для данного типа структуры плотность дислокаций. Максимально

достигнутая в этих областях плотность дислокаций $\rho_L \sim 40 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$, что на два порядка ниже теоретической оценки. Отметим, что это различие качественно не изменяется даже при 100% ошибке в определении ρ_L.

Можно, конечно, полагать, что в идеальных условиях деформирования возможно достижение значений ρ_{max}. Однако представляется, что физическое ограничение величины ρ_L в этом случае носит иной характер и связано с исчерпанием возможностей эволюционного развития данного структурного состояния. Степень отклонения данной системы от равновесия в результате возрастания плотности дислокаций при низкотемпературной деформации становится такой, что в ней даже в самых благоприятных условиях обязательно должны зарождаться новые структурные элементы, определяющие ее дальнейшее состояние. В нашем случае это фрагментация материала, а основным фактором возникновения ротационной пластичности является образование в морфологически равномерном распределении дислокаций размытых скоплений дислокаций одного знака. Представляется, что при реальном деформировании невозможно создать условия для полной компенсации дислокаций разных знаков и даже в самых благоприятных условиях неизбежно нарастание плотности избыточных дислокаций.

В связи с этим проанализируем возможные пути дальнейшего увеличения величины ρ_L. Существенными факторами, которые могут ограничить эволюцию ОРРД, являются возможность зарождения ротационной пластичности на границах этих областей, а также макроскопическая неоднородность напряженного состояния, обусловленная схемой деформации волочением, отличающейся от схемы деформации при всестороннем сжатии. Последний фактор во многом обусловлен силами контактного трения при взаимодействии материала с волокой. Однако первый фактор неизбежно присутствует даже при деформации особым образом ориентированных монокристаллов, ибо условия пластического течения на поверхности и краях образцов создают те же предпосылки для развития ротационной пластичности. Так, при низкотемпературной прокатке монокристаллов ниобия текстурных ориентаций [1] действительно удается существенно увеличить (по степени деформации) область трансляционной пластичности. Однако в поверхностных слоях материала при $\varepsilon = 60\%$ отклонение от исходной ориентации составляло $\sim 10°$. При этом в интервале обжатий 20–70% величина ρ в сердцевине образцов оставалась постоянной, однако с ростом ε увеличивалось азимутальное размытие рефлексов, т.е. происходил тот же процесс, что и при волочении ванадия.

Для оценки роли второго фактора в настоящей работе было проведено волочение ванадия при 77 K в ультразвуковом поле, т.е. когда к очагу деформации подведены продольные колебания (частота 19,4 кГц, амплитуда смещения концентратора 6 мкм). Согласно [15], это приводит к заметному снижению внешнего контактного трения, что уменьшает неоднородность напряженного состояния и деформации по сечению образца. Чувствительным индикатором реализации этих процессов явилось наблюдаемое уменьшение обрывности проволоки при волочении. Как показали результаты испытаний, волочение в ультразвуковом поле приводит к нивелированию осцилляций на кривой $H_\mu(\varepsilon)$ (рис. 3), уменьшению разброса H_μ и более однородному распределению микротвердости по сечению проволоки (рис. 4). При испытаниях на активное растяжение наблюдается некоторое снижение прочностных характеристик ($\sim 15\%$), а при $\varepsilon > 80\%$ происходит рост δ_p до значений, близких к δ_p после волочения при 300 K. Структурные исследования показали, что наложение ультразвукового поля вызывает заметное увеличение объемной доли ОРРД, однако средняя плотность дислокаций уменьшается. Так, при $\varepsilon = 80\%$ эта величина составляет $\sim 15 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$. Величина ρ внутри фрагментов такая же, а их средний размер увеличился до 0,6 мкм. При $\varepsilon > 90\%$ материал фрагментирован. Кроме того, для реализации схемы деформации, максимально приближенной к схеме всестороннего сжатия, в настоящей работе были проведены отдельные эксперименты по квазигидроэкструзии ванадия при 77 K. Оказалось, что ОРРД наблюдаются даже после деформации $\varepsilon = 98{,}6\%$, однако средняя плотность дислокаций в них составляет $\sim 30 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$. Причем также возникают размытые скопления дислокаций одного знака, создающие непрерывные разориентировки $\omega \sim 5°$. Представляется, что дальнейшее увеличение ε не приведет к существенному увеличению этих величин.

Кроме того, существенным фактором, который мог бы привести к увеличению ρ_L, является дальнейшее снижение температуры деформации. Отметим, что гомологическая температура деформации в нашем случае составляет $\sim 0{,}035 T_m$, и ее понижение не должно кардинально изменить предельные значения рассматриваемых величин. Это подтверждают эксперименты по квазигидроэкструзии ванадия при 20 K*. Оказалось, что при однократном выдавливании образцы разрушаются при

* Подробно полученные данные будут опубликованы в отдельной статье.

$\varepsilon \geq 30\%$, а величины ρ и ω не превышают определенные ранее предельные значения этих характеристик.

Таким образом, можно заключить, что величины $\rho_L \simeq 40 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ и $\omega \simeq 5°$ являются предельными и определяют завершение эволюционного пути развития ОРРД при деформации массивных образцов ванадия в условиях, наиболее благоприятных для сохранения этого типа структуры. Мы считаем, что по достижении ρ_L в структуре ванадия обязательно будут возникать размытые скопления дислокаций с разориентировками ω_L. Данное заключение пока невозможно распространить на плотность дислокаций внутри фрагментов, хотя наблюдаемые там значения ρ не превышают величину ρ_L. Плотность дислокаций в границах разориентации, естественно, может приближаться к величине $\rho_{\max}$.

В заключение сопоставим изменения прочностных характеристик и дефектной структуры ванадия. Согласно существующим представлениям [6], структурные состояния, формирующиеся в результате волочения при 300 K до $\varepsilon < 90\%$, должны оказывать сопротивление началу пластического течения по типу дислокаций леса. При этом

$$\sigma_S = \sigma_S^0 + \alpha G b \sqrt{\rho} \ , \qquad (2)$$

где σ_S^0 — предел текучести в исходном состоянии; α — постоянная. Более сложная картина возникает после волочения при 77 K, когда в структуре присутствуют как ОРРД, так и фрагментированные области, содержащие значительное количество высокоугловых границ. Если пластическое течение начинается в этих областях, то $\sigma_S \sim h^{-1/2}$, а поскольку величина h при $20\% < \varepsilon < 80\%$ практически постоянна, то слабая зависимость σ_S от ε в данном интервале обжатий может быть обусловлена этим фактором. На рис. 6 приведена зависимость $\sigma_S(\sqrt{\rho})$ для образцов, предварительно деформированных при 77 и 300 K в интервале $0\% < \varepsilon < 80\%$. Как видно, все точки хорошо укладываются на одну прямую, что указывает на общность механизма, определяющего начало пластического течения. Это дает основание заключить, что пластическое течение образцов, предварительно деформированных при 77 K, начинается в ОРРД. Величина $\alpha \approx 0{,}3$, что хорошо совпадает со значением α для ванадия, приведенным в работе [16]. При $\varepsilon > 90\%$ величина σ_S определяется параметрами фрагментированной структуры и $\sigma_S \sim \sim kh^{-1/2}$, где $k = 15$ МПа.

Предполагая, что линейная связь между σ_S и $\sqrt{\rho}$ сохраняется вплоть до $\rho = 4 \cdot 10^{13}$ см$^{-2}$, а $\alpha = 0{,}3$ и $\sigma_S^0 = 800$ МПа при 4,2 K (приведенные к σ_S^0 значения τ_S^0 из работы [17]), оценим с помощью выражения (2) предельную величину σ_S для равномерного распределения дислокаций. Расчет дает величину $\sigma_S \simeq 3\,200$ МПа, что в пересчете на сдвиговые напряжения ($\tau_S = 0{,}5\sigma_S$) составляет $0{,}034G$. Это всего в три раза ниже теоретической оценки по Маккензи прочности на сдвиг для ОЦК металлов ($\sim 0{,}11G$). Однако ограничение эволюционного пути развития ОРРД не позволяет реализовать столь высокие значения прочности.

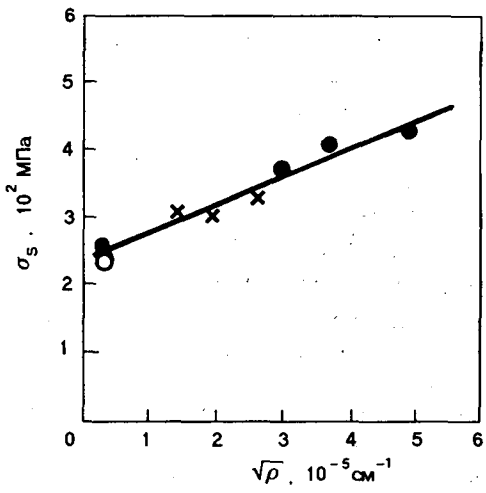

Рис. 6. Зависимость предела текучести от плотности дислокаций для ванадия, предварительно деформированного волочением в интервале обжатий $0\% < \varepsilon < 80\%$ при 77 (×) и 300 K (●); (○) — исходное состояние.

Работа выполнена при поддержке Международного научного фонда Сороса, грант U9Z000.

1. И. А. Гиндин, Я. Д. Стародубов, В. К. Аксенов, *Металлофизика* **2**, № 2, 49 (1980).
2. А. Г. Васильева, *Деформационное упрочнение закаленных конструкционных сталей*, Машиностроение, Москва (1981).
3. В. К. Аксенов, Н. Ф. Андриевская, О. И. Волчок, М. М. Олексиенко, Я. Д. Стародубов, М. А. Тихоновский, *Металлофизика* **13**, №5, 24 (1991).
4. О. И. Волчок, И. М. Неклюдов, Я. Д. Стародубов, Б. П. Черный, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 12, 8 (1993).
5. В. К. Аксенов, О. И. Волчок, В. М. Горбатенко, В. А. Емлянинов, М. Б. Лазарева, А. В. Мац, В. С. Оковит, Я. Д. Стародубов, О. В. Черный, Л. А. Чиркина, *ФНТ* **20**, 595 (1994).
6. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский, И. Д. Горная, А. Д. Васильев. *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов*, Наукова думка, Киев (1987).
7. Я. Д. Вишняков, в кн.: *Физика дефектов поверхностных слоев материалов*, Ленинград (1989), с. 90.
8. Н. Н. Грамов, *Теория обработки металлов давлением*, Металлургия, Москва (1967).
9. Ю. Е. Зубец, В. А. Манилов, Г. Ф. Саржан, В. И. Трефилов, С. А. Фирстов, *ФММ* **45**, 403 (1978).

10. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов*, Металлургия, Москва (1986).
11. R. M. J. Cotterill, *Phys. Lett.* 60A, 61 (1977).
12. М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, *Механические свойства материалов*, Металлургия, Москва (1979).
13. Ж. Фридель, *Дислокации*, Мир, Москва (1967).
14. *Таблицы физических величин* (*справочник*), И. К. Кикоин (ред.), Атомиздат, Москва (1976).
15. В. Г. Северденко, В. В. Клубович, А. В. Степаненко, *Обработка металлов давлением с ультразвуком*, Наука и техника, Минск (1973).
16. Von Renate Arndt, *Zs. Metallkunde* 60, 29 (1969).
17. В. К. Аксенов, И. А. Гиндин, В. И. Соколенко, Я. Д. Стародубов, *ФНТ* 13, 357 (1987).

Features of structure and mechanical properties of vanadium after heavy low temperature drawing deformation

V. K. Aksenov, O. I. Volchok,
A. V. Mats, and Ya. D. Starodubov

The changes in the structure and mechanical properties of polycrystalline vanadium after drawing deformation (including ultrasound superposition) up to 98% at 77 and 300 K are studied and analyzed. A decrease in the deformation temperature is found to lead to retardation of mass fragmentation processes in the material, along with a considerable growth of the degree of the structure imperfection. As a result, the regions of uniform dislocation distribution can be observed up to 90% compression. Possible evolution of this type of structure is considered. It is assumed that even in the most favorable situation for the structure to persist, the highest dislocation density achievable on deformation is two orders of magnitude lower than theory predicts. The continuous disorientations in this structure induced by smeared piles of dislocations having the same sign do not exceed 5°. The correlation between the structure characteristics and the features of the mechanical properties is analyzed.