

Криодеформирование металлов в условиях всестороннего сжатия

(Обзор)

П.А. Хаймович

*ННЦ «Харьковский физико-технический институт»
ул. Академическая, 1, г. Харьков, 61108, Украина
E-mail: pavel.41@bk.ru*

Статья поступила в редакцию 16 августа 2017 г., после переработки 18 октября 2017 г.,
опубликована онлайн 27 марта 2018 г.

Когда в 70-х годах прошлого века начали осуществлять низкотемпературное квазигидроэкструдирование металлов, не сразу осознали, что это не просто расширение перечня приемов пластического деформирования металлов при криогенных температурах (прокатка, волочение, выдавливание), к которым добавили квазигидроэкструзию. Как получаемые структуры и свойства, так и особенности осуществления такого деформирования указывали на то, что произошло вхождение в новую область реализации пластического деформирования, особенностью которой, в отличие от известных, является обязательное наличие одновременно двух условий — криогенных температур и всестороннего сжатия. При этом каждое из этих условий определяет свой «вклад» в формирование образующейся при таком деформировании структуры, а следовательно, и в комплекс приобретаемых свойств. Процесс барокриодеформирования (так он сейчас называется) до последнего времени продолжал осуществляться только там, где и родился, — в Харьковском физико-техническом институте, но получаемые объекты исследовались во многих лабораториях Украины и зарубежья. Целью предлагаемого обобщения результатов этих работ является привлечение внимания к новому, перспективному направлению в материаловедении.

Коли у 70-х роках минулого століття почали здійснювати низькотемпературне квазігідроекструдювання металів, не відразу усвідомили, що це не просто розширення переліку прийомів пластичного деформування металів при криогенних температурах (вальцювання, волочіння, видавлювання), до яких додали квазігідроекструзію. Як одержані структури та властивості, так і особливості здійснення такого деформування вказували на те, що сталося входження в нову область реалізації пластичного деформування, особливістю якої, на відміну від відомих, є обов'язкова наявність одночасно двох умов — криогенних температур та всебічного стиснення. При цьому кожна з цих умов визначає свій «внесок» у формування створеної при такому деформуванні структури, а отже, і в комплекс придбаних властивостей. Процес барокріодеформування (так він зараз називається) до останнього часу продовжував здійснюватися тільки там, де і народився, — у Харківському фізико-технічному інституті, але одержані об'єкти досліджувалися в багатьох лабораторіях України і зарубіжжя. Метою пропонованого узагальнення результатів цих робіт є привернення уваги до нового, перспективного напрямку в матеріалознавстві.

PACS: 62.20.F– Деформация и пластичность.

Ключевые слова: криодеформирование, всестороннее сжатие, квазигидроэкструзия, пластическое деформирование.

Содержание

Введение	464
1. Четыре области «Мира деформирования»	464
1.1. Деформирование металлов в традиционных условиях	464
1.2. Низкотемпературное деформирование — преимущества и недостатки	465
1.3. Особенности пластического деформирования материалов в условиях высоких гидростатических давлений	466

1.4. Барокриодеформирование	466
2. Особенности структур, формирующихся при барокриодеформировании, и их влияние на физико-механические характеристики металлов	468
2.1. БКД поликристаллической меди	468
2.2. БКД конструкционных сплавов	472
2.3. БКД некоторых металлов с ГПУ решеткой	475
3. К термоустойчивости через барокриодеформирование	480
3.1. Влияние нагрева на структуру и свойства барокриодеформированных монокристаллов меди и никеля	480
3.2. Термоустойчивость барокриодеформированных сталей	482
3.3. БКД сплава PE-16 (нимоник)	483
4. Частный и общий случаи барокриодеформирования	483
4.1. Гидроэкструзия с противодавлением как предпосылка для общего случая БКД. Реализация общего случая БКД на труднодеформируемых металлах	483
4.2. БКД (общий случай) стали X18H10T как путь достижения высокого упрочнения малыми пластическими деформациями	484
4.3. Особенности структурообразования при БКД стали X18H10T	485
5. Место БКД при реализации комбинированных методов деформационного воздействия на металлы	486
6. Устройства для барокриодеформирования и особенности их применения	487
Заключение	488
Литература	488

Введение

Несмотря на большие успехи в металлургии, как традиционной, так и порошковой, изменение физико-механических свойств металлов путем их пластического деформирования и по сей день остается одним из самых востребованных путей получения материалов с требуемыми характеристиками для самых разных сфер человеческой деятельности. Эта область себя еще не исчерпала, об одном из возможных путей идет речь в предлагаемом материале.

1. Четыре области «Мира деформирования»

1.1. Деформирование металлов в традиционных условиях

До середины прошлого века основные способы, применяемые для пластического деформирования металлов и сплавов, можно было пересчитать на пальцах — ковка, прокатка, волочение и выдавливание. Однако в последние десятилетия появились и продолжают появляться новые схемы и методы деформирования, ориентированные, как правило, на создание в металле высокой концентрации границ раздела. Сегодня это принято называть наноструктурированием. Некоторые из них, как, например, равноканальное угловое прессование (РКУП), первоначально разрабатывались как технологический процесс. Хорошо зарекомендовало себя РКУП, применявшееся для обработки металлов при высоких температурах [1]. Уже значительно позже этот вид воздействия на металл многие исследователи взяли на вооружение для получения и изучения микроструктуры высокой дисперсности и ее изучения [2].



Рис. 1. Равноканальное угловое прессование.

Схема осуществления РКУП широко известна (рис. 1), позволяет достигать значительной истинной (логарифмической) деформации объекта при приблизительно сохранении его геометрии, хотя практическое применение РКУП, особенно при комнатной и невысоких температурах, ограничивают необходимость преодоления сил трения металла о стенки канала и возможность образования микронесплошностей [3] (рис. 2).

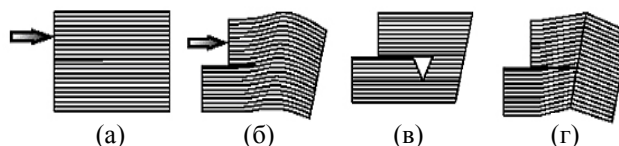


Рис. 2. Образование и трансформация пустот при интенсивной пластической деформации (ИПД) (математическое моделирование) [3].



Рис. 3. Всесторонняя изотермическая ковка.

Менее освещены в литературе такие виды деформирования, как всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [4] (рис. 3) и осадка–выдавливание (РНД — разнонаправленная деформация) [5] (рис. 4). Первая, родившаяся практически в начале этого века, нашла применение в ряде отраслей промышленности, в том числе авиационной и космической. Что касается РНД, то по режимным соображениям информация об этом виде воздействия появилась в печати лишь несколько лет назад, хотя еще во времена существования СССР с его помощью обрабатывали сплав НТ-50, получая затем сверхпроводящие провода с рекордными значениями тока.

Практически все упомянутые виды воздействия имеют свои разновидности, но их объединяет одно обстоятельство — реализуют их при комнатной температуре либо в условиях нагрева.

1.2. Низкотемпературное деформирование — преимущества и недостатки

В первой трети XX века начались попытки деформирования металлов при криогенных температурах, что оказалось возможным из-за освоения к этому времени процесса сжижения газов (вплоть до гелия — 1908 год). Затем эти работы были продолжены на ряде металлов. Хорошей иллюстрацией перспектив, открываемых понижением температуры деформирования, служат исследования свойств меди, прокатанной в диапазоне темпе-

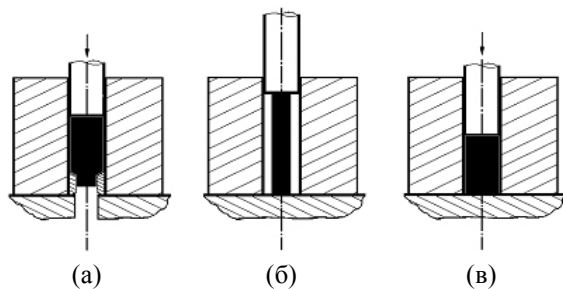
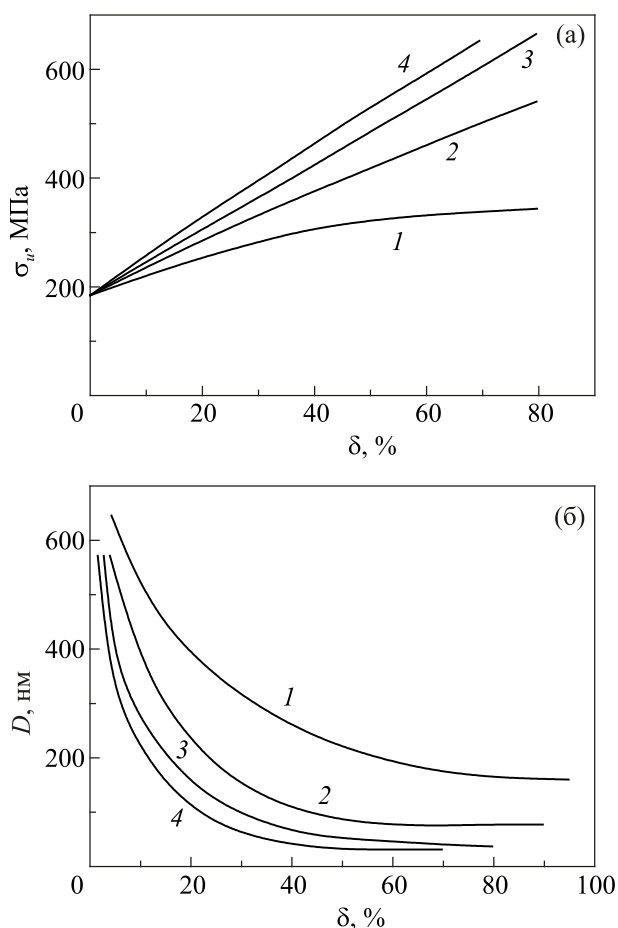


Рис. 4. Осадка–выдавливание (разнонаправленная деформация — РНД); выдавливание (а), выдавленный цилиндр размещен в канале для осадки (б), осадка (в).

ратур от комнатной до 4,2 К [6]. Характерный «веер» зависимостей прочности прокатанной на разные степени меди от температуры прокатки наглядно показывает роль динамического возврата, который тем более подавляется, чем ниже температура прокатки (рис. 5(а)). Обращает на себя внимание и характер диспергированности микроstructures, получаемой при таком виде криодеформирования (77; 20,4; 4,2 К) объектов (рис. 5(б)). Согласно современным понятиям, их вполне можно отнести к наноструктурам.

Роль понижения температуры деформирования в достижении высокопрочного состояния металла с высокой дисперсностью микроstructures подтверждается в ряде работ, например [7].

Максимум интереса к свойствам криодеформированных металлов и сплавов пришелся на время начала разработок космических аппаратов и емкостей для сжиженных газов (в первую очередь — водорода). В качестве наиболее интересного материала рассматривались нержавеющие стали. Исследовались их свойства при криогенных температурах (прочность, пластичность,

Рис. 5. Зависимость прочности меди при растяжении ($T = 300$ К) от степени деформации прокаткой (а); зависимость среднего размера ячейки D от степени деформации δ (б) при различных температурах T , К: 300 (1), 77 (2), 20,4 (3), 4,2 (4) [6].

водородопроницаемость и т.д.), возможности упрочнения этих сталей путем криодеформирования, в первую очередь криопробаткой. Полученные результаты имели большой научный и прикладной интерес, но, тем не менее, работы по криодеформированию металлов постепенно сворачивались — по двум основным причинам. Во-первых, с понижением температуры деформирования пластичность металла, как правило, снижается, что затрудняет осуществление необходимой операции — низкотемпературной прокатки, волочения и т.п. Во-вторых, пластичность полученного при таком воздействии объекта тоже снижается, причем тем более, чем больше степень деформации. В определенной мере ее можно восстановить термообработкой, но с потерей большей части прироста механических характеристик, приобретенного при криодеформировании.

1.3. Особенности пластического деформирования материалов в условиях высоких гидростатических давлений

Трудно назвать направление в физике, в становление которого было бы столь много вложено одним человеком. Речь идет о работах П. Бриджмена, исследовавшего поведение металлов, деформируемых в условиях гидростатического сжатия. Это только одна из областей физики, в которые П. Бриджмен сделал вклад, но именно его работы не только открыли те возможности, которые дает приложение сил всестороннего сжатия к деформируемому объекту, но и положили начало гидроэкструзии — способу деформирования металлов и сплавов, имеющему в настоящее время широчайшее применение [8]. Главный вывод этих исследований заключается в том, что чем большие усилия всестороннего сжатия прикладываются к деформируемому объекту, тем большей пластичности при этом можно от этого объекта ожидать (рис. 6). Для

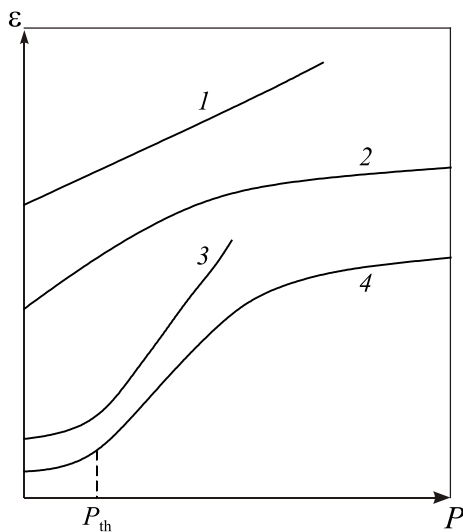


Рис. 6. Различный вид зависимости предельной пластичности от давления (линейная (1), с насыщением (2), с нелинейным участком (3), сложная (4) [9].

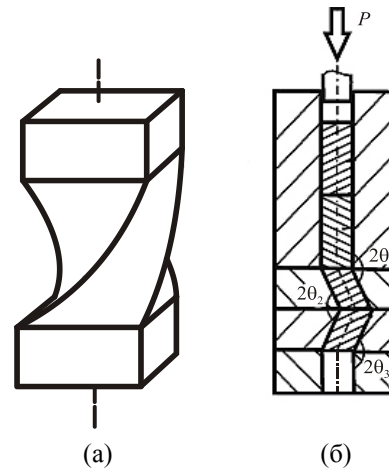


Рис. 7. Винтовая (а) и многоугольная (б) экструзии.

низкопластичных металлов характерны зависимости 3 или 4 (рис. 6), обнаруживающие «пороговое» давление P_{th} , при превышении которого эти металлы можно заставить деформироваться пластически.

На базе «классической» гидроэкструзии предложены также другие методы воздействия на металлы и сплавы такие, как винтовая гидроэкструзия (рис. 7(а)), равноканальная многоугольная экструзия (рис. 7(б)) [10], позволяющие получить дополнительное диспергирование структуры, хотя при этом наблюдается ухудшение однородности свойств продеформированного материала по сравнению с «классической» гидроэкструзией. Но общее всех этих способов в том, что реализуются они при комнатной и повышенных температурах. И, следовательно, процессы динамического возврата неминуемо ограничивают возможности упрочнения металла (см. рис. 5(а)).

1.4. Барокриодеформирование

«Мир деформирования» условно можно представить в виде схемы (рис. 8), представляющей собой со-

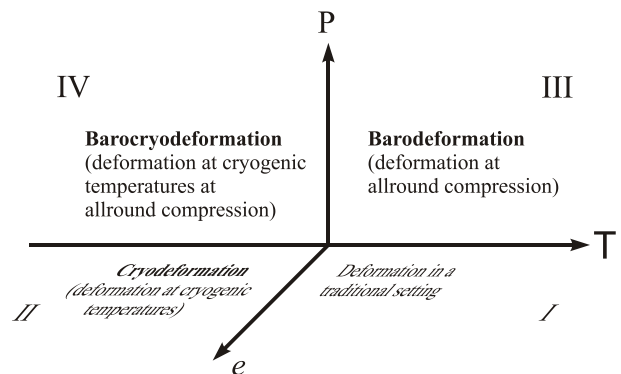


Рис. 8. Четыре области «Мира деформирования» металлов. T — температура, при которой проводится деформирование, e — степень деформации, P — уровень всестороннего сжатия деформируемого объекта (значение температуры в месте пересечения осей условно принимается за комнатную температуру) [11].

вокупность четырех областей, первую из которых «населяют» самые различные виды деформирования металлов, осуществляемые в традиционных условиях (в координатах «температура деформирования T – степень деформации e »), условно принимая температуру в месте пересечения осей e и T за комнатную. Вторая и третья области, соответственно, вмещают в себя либо те или иные формы криодеформирования (деформирования при криогенных температурах), либо бародеформирования (деформирования в условиях всестороннего сжатия). Следует указать, что температурная область криодеформирования начинается, естественно, не от комнатной температуры (область пересечения осей), а существенно ниже. Криогенными температурами, как известно, принято считать температуры ниже 120 К.

Естественно было желание объединить преимущества, характеризующие по отдельности вторую и третью области. Но реализовано было такое воздействие, представляющее собой пластическое деформирование металла, пребывающего в экстремальных условиях одновременного всестороннего сжатия и глубокого охлаждения, только в последней четверти прошлого века. Тем самым, было начато освоение четвертой области — барокриодеформирования.

С определенной натяжкой представителями четвертой области можно назвать такие виды криодеформирования, как кручение под давлением при низких температурах (рис. 9(а)) [12], при котором внутренние области деформируемого образца находятся в условиях квазигидростатического сжатия (узел охлаждается криогенной жидкостью), и осадка в обойме при низких температурах (рис. 9(б)) [13].

По схеме приложения усилий к деформируемому объекту самым удачным вариантом криодеформирования при всестороннем сжатии является «низкотемпе-

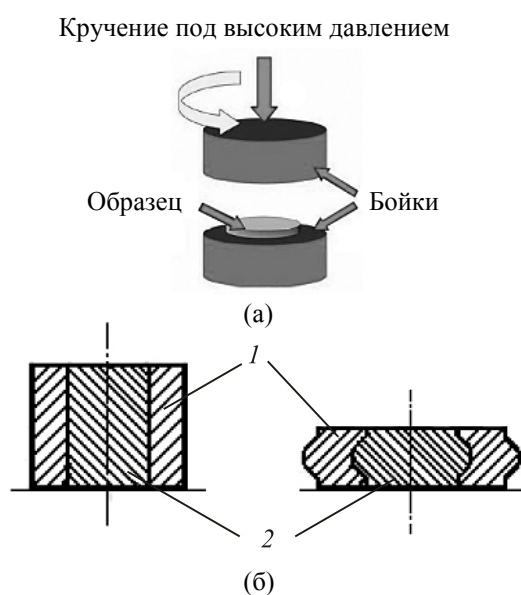


Рис. 9. Кручение под давлением (а) и осадка в обойме (б); обойма (1), осаживаемый объект (2).

ратурная квазигидроэкструзия» [14]. Отличие ее от «классической» гидроэкструзии состоит в том, что в качестве передающей давление среды используется не жидкость, а твердое тело, но такое, пластичность которого многократно превышает пластичность деформируемого объекта при криогенных температурах. Схема узла для осуществления низкотемпературной квазигидроэкструзии представлена на рис. 10(а). Он устанавливается в специальное силовое устройство с сосудом Дьюара, заполняемым хладагентом, которое обеспечивает приложение к узлу усилий и охлаждение до криогенных температур.

Устройства, обеспечивающие осуществление квазигидроэкструзии при низких температурах, кратко описаны в конце обзора. Пока только отметим, что в качестве передающей давление среды наилучшим образом проявил себя индий. Степень деформации δ при экструдировании определяется по стандартной формуле:

$$\delta = (S_0 - S) / S_0 \cdot 100\% , \quad (1)$$

где S_0 — площадь сечения заготовки, S — площадь сечения получаемого при деформировании прутка.

Строго говоря, этот вид воздействия следовало бы называть *барокриодеформированием путем низкотемпературного квазигидроэкструдирования*, но учитывая, что иными методами барокриодеформирование сегодня не реализуется, его можно упрощенно называть *барокриодеформированием*, или БКД. Как и в случае «классической» (жидкостной) гидроэкструзии, БКД обеспечивает высокую однородность свойств по сечению экструдата, позволяет деформировать широкий круг металлов и сплавов, включая достаточно прочные и низкопластичные.

Надо отметить, что при необходимости экструдирование объектов можно осуществлять с приложением противодействия (рис. 10(б)). Особенности деформирования по этой схеме посвящен разд. 4.

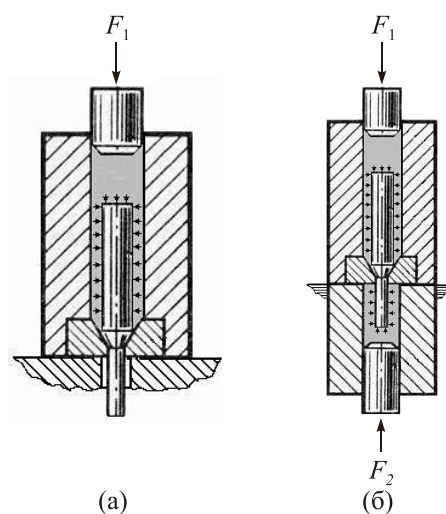


Рис. 10. Схема обычной гидроэкструзии (а) и гидроэкструзии с противодействием (б).

2. Особенности структур, формирующихся при барокриодеформировании, и их влияние на физико-механические характеристики металлов

2.1. БКД поликристаллической меди

Как было упомянуто выше, убедительные результаты, иллюстрирующие роль понижения температуры деформирования, были получены при криопротатке поликристаллической меди (рис. 5) [6]. Поэтому естественно, что и первая серия экспериментов по БКД была осуществлена на таком же объекте. Подтвердив необходимость понижения температуры деформирования для подавления процессов динамического возврата (рис. 11), эти эксперименты показали важность наличия и второго фактора — всестороннего сжатия. Это подтверждает сравнение данных электронной микроскопии, полученных на поликристаллической меди, прокатанной при криогенных температурах (рис. 12) и подвергнутой БКД (рис. 13).

С понижением температуры прокатки (рис. 12) изменяется только дисперсность структуры, которая остается ярко выраженной ячеистой, причем уровень достигаемой дисперсности очень высок, что иллюстрирует рис. 5(б). Достигаемое при этом медью упрочнение весьма велико (рис. 5(а)), но разрушение в случае испытаний на растяжение происходит практически при нулевой пластичности (температура испытаний T_t — комнатная).

Структура меди, претерпевшей БКД, принципиально иная. Если квазигидроэкструдирование в условиях комнатной температуры (рис. 13(а)) и пониженной до 190 К (рис. 13(б)) приводит к формированию обычной ячеистой структуры, то уже при температуре БКД 125 К обнаруживаются области с регулярной структурой (рис. 13(в)). После БКД при 77 К регулярная структура наблюдается во всем объеме деформированной меди (рис. 13(г)), а понижение температуры БКД до 20,4 К (рис. 13(д)) приводит к повышению как дисперсности, так и регулярности наблюдаемой структуры.

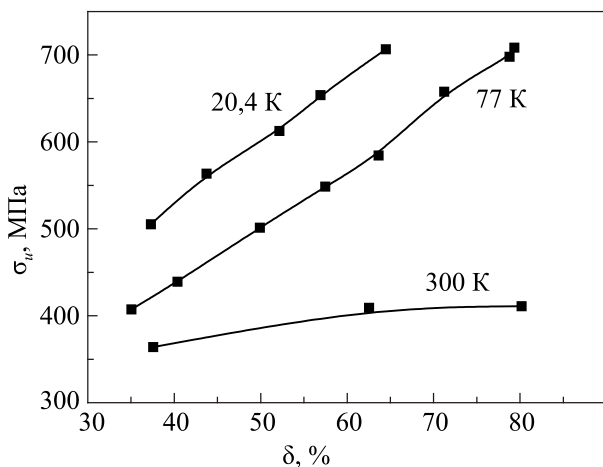


Рис. 11. Прочность меди, квазигидроэкструдированной при 300, 77 и 20,4 К [15].

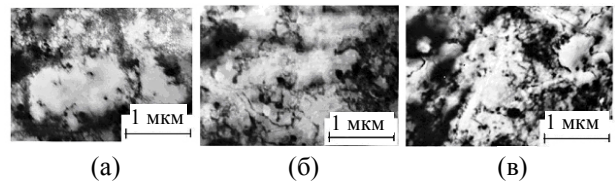


Рис. 12. Структура меди, прокатанной при T , К: 300 (а), 77 (б) и 20,4 (в) [16].

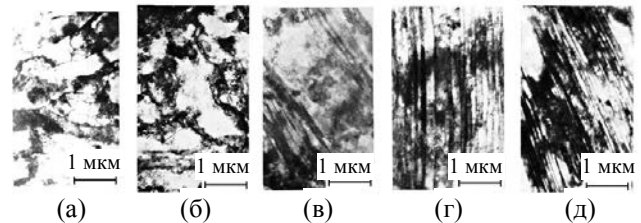


Рис. 13. Структура меди, квазигидроэкструдированной при T , К: 300 (а), 190 (б), 125 (в), 77 (г) и 20,4 (д) [17].

Высокая степень порядка в распределении дефектов обеспечивает относительный минимум упругой энергии кристалла. На возможность существования таких упорядоченных структур неоднократно указывалось, как и на то, что особенности дислокационного строения и взаимного расположения субгранц могут служить структурной причиной термической и механической устойчивости.

Обнаруженные особенности структуры, сформированной при БКД меди, определили необычный характер деформации, наблюдаемой при испытании ее на растяжение [17] (рис. 14).

Такой характер деформации присущ объектам, претерпевшим БКД на достаточно большие степени (60% и выше), т.е. имеющим характерную регулярную описанную выше структуру. Материал упруго деформируется вплоть до напряжений 700–720 МПа, затем имеет место неконтролируемый сброс нагрузки с образованием шейки, и дальнейшая пластическая деформация протекает в области этой шейки, не превышая напряжений в 460–490 МПа.

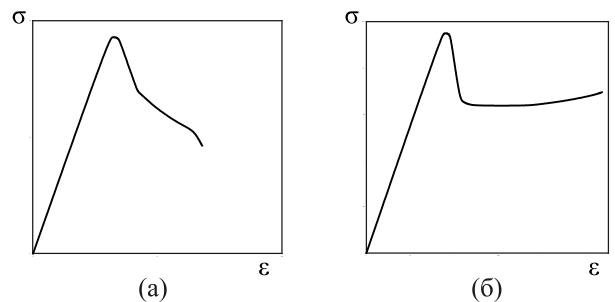


Рис. 14. Кривые растяжения экструированной при 77 К меди: машинная (а), истинная (б) [17].

Для объяснения обнаруженного эффекта были проведены следующие эксперименты. Как только образовывалась шейка, т.е. диаграмма растяжения проходила через зуб текучести, растяжение прекращали, диаметр рабочей части образца уменьшали на токарном станке до величины, меньшей диаметра образовавшейся шейки (рис. 15(б)), и после этого образец снова испытывали на растяжение.

Такую операцию проводили последовательно несколько раз. Шейка образовывалась каждый раз на одном и том же месте, т.е. там, где она имела место во время первого растяжения. Максимальная нагрузка при последующих нагружениях не превышала 460–490 МПа, причем деформационного зуба текучести на этих последующих после первого растяжения диаграммах не наблюдалось (рис. 15(в), кривая 2).

Единственно возможный вывод таков, что при первом нагружении, когда напряжения достигают критического уровня для наблюдаемой регулярной структуры, начинающаяся в металле пластическая деформация приводит к лавинообразной перестройке структуры, имеющей высокую устойчивость к деформирующим напряжениям, в какую-то другую модификацию структуры, столь высокой устойчивостью не обладающую. Но если пластическая деформация при образовании шейки ведет к разупрочнению металла, то естественно было предположить, что оставшая часть образца (вне области шейки), в которой не происходила при испытаниях на рас-

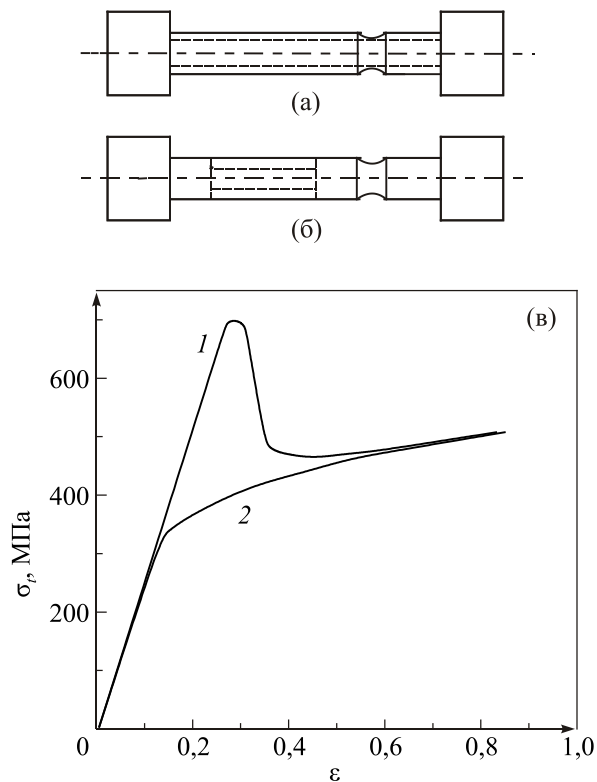


Рис. 15. Образцы из квазигидроэкструдированной при 77 К меди (а), (б) и диаграммы их растяжения (в): регулярная структура (1), ячеистая структура (2) [14].

тяжение пластическая деформация, не должна была терять свою прочность. Для проверки данного предположения выполняли следующий эксперимент: после образования шейки образец разгружали, в стороне от нее делали проточку до диаметра, существенно меньшего, чем диаметр образца в шейке (рис. 15(а)), а затем этот образец снова испытывали на растяжение. Диаграмма растяжения при этом оказывалась такой же, как и при первоначальном нагружении, металл снова упруго деформировался вплоть до напряжений в 700–720 МПа с последующим лавинообразным спадом напряжений ниже 490 МПа (рис. 15(в), кривая 1). Естественен вывод, что при достижении предельных напряжений, при которых начинается пластическая деформация в каком-либо месте образца, структура, ответственная за столь высокие значения предела упругости, испытывает перестройку, причем неуправляемым, лавинообразным образом, и последующая пластическая деформация (вплоть до разрушения) имеет место именно в этой перестроившейся области, очевидно, в металле с иным структурным состоянием, чем то, характеризующееся очень высоким пределом упругости, которое металл имел непосредственно после низкотемпературного квазигидроэкструдирования.

Окончательный вывод позволили сделать электронно-микроскопические исследования (рис. 16). Возможность упруго деформироваться вплоть до 700–720 МПа металл имел лишь до тех пор, пока сохранялась регулярная структура (рис. 16(а)). При достижении этих напряжений в одном из мест образца микроструктура скачкообразно перестраивалась в ячеистую (рис. 16(б)), в этом месте образовывалась шейка, где и развивалась вся последующая пластическая деформация вплоть до разрушения при напряжениях, не превышающих 460–490 МПа. Эти исследования дали простое объяснение тому, как может предел текучести существенно превышать предел прочности. В рассматриваемых случаях металл находился в *разном* структурном состоянии. Упругой деформации сопротивлялась регулярная, сформировавшаяся в результате барокриодеформирования микроструктура, а пластическая деформация протекала в объеме, где эта регулярная структура под действием внешних напряжений перестроилась в обычную ячеистую, с известным потолком возможностей. Она очень

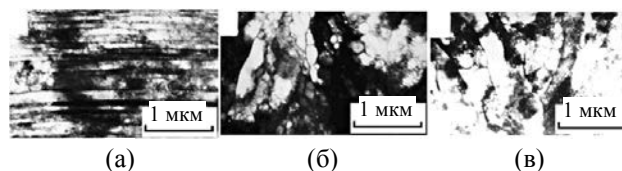


Рис. 16. Микроструктура меди, сформировавшаяся при БКД (77 К) (а); микроструктура, наблюдаемая в шейке образца, подвергнутого растяжению при комнатной температуре (б); микроструктура меди, претерпевшей квазигидроэкструдирование при комнатной температуре (в) [18].

напоминает микроструктуру, наблюдаемую после квазигидроэкструзии меди при комнатной температуре (рис. 16(в)).

На том, что же определяет формирование такой упорядоченной структуры, следует остановиться особо. Высокоугловые развороты при наличии всестороннего сжатия затруднены. В противном случае потребовалась бы дополнительная работа против внешних сил, обеспечивающих всестороннее сжатие экструдированного тела. Пластическая деформация кристаллитов металла в этих условиях идет с незначительной разориентацией близко расположенных слоев с чередующимся при этом знаком разориентации, что подтверждается микродифракционными исследованиями. Наблюдаемая дефектная микроструктура представляет собой дислокационные стенки чередующегося знака, равноотстоящие друг от друга, характеризующиеся регулярным, периодическим расположением (рис. 13(г),(д)). Фактор понижения температуры экструдирования важен потому, что при этом подавляются процессы динамического возврата, что предопределяет накопление в материале максимально возможной концентрации дефектов, приводящее при дальнейшем отеплении до комнатной температуры к образованию слоистой, регулярной, стабильной микроструктуры. Следует особо подчеркнуть, что наблюдаемая структура является совокупным итогом факта самого барокриодеформирования и последующего отепления до комнатной температуры.

Необходимо остановиться на том, что информация о структуре и свойствах криодеформированного металла, получаемая теми или иными методами исследования при комнатной температуре, не отражает однозначно структуру и свойства, которые металл имел по окончании низкотемпературного деформирования. Возвращение к комнатной температуре образца, претерпевшего деформирование в криогенных условиях, фактически является отжигом, для широкого круга металлов и сплавов достаточно значительным, что приводит к существенным изменениям свойств материала по сравнению с состоянием до отогрева (рис. 17) [17].

На объемный характер процессов, влияющих на изменение микротвердости металла по мере пребывания его при комнатной температуре после барокриодеформирования (рис. 17, кривая 2), указывает аналогичный ход изменения электросопротивления (рис. 17, кривая 1).

Как видно на рисунке, электросопротивление квазигидроэкструдированной при 77 К меди в результате всего нескольких минут такого отогрева падает на 30–40%, после чего остается на одном уровне. Величина микротвердости в аналогичных условиях также уменьшается с 2800–2900 до 2100–2150 МПа (рис. 17, кривая 2), оставаясь в дальнейшем неизменной. Если спад электросопротивления можно было бы объяснить уменьшением концентрации вакансий, образовавшихся при низкотемпературном деформировании, то столь суще-

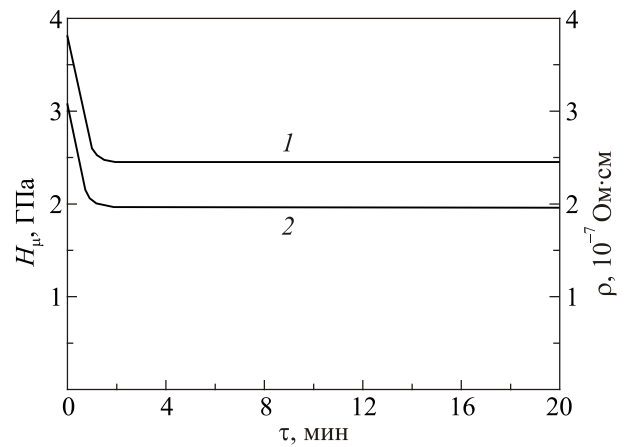


Рис. 17. Зависимость удельного электросопротивления ρ (кривая 1) и микротвердости H_{μ} (кривая 2) меди, экструдированной при 77 К на 60%, от времени пребывания при 300 К ($T_t = 77$ К) [17].

ственное уменьшение микротвердости свидетельствует о том, что, скорее всего, имеют место процессы перераспределения дислокаций. Это предположение тем более справедливо, что в условиях приложения при деформировании значительных сил всестороннего сжатия ошутимое повышение концентрации вакансий маловероятно. Судя по виду наблюдаемой в электронном микроскопе (при комнатной температуре) структуры (рис. 13(г)), дислокации уходят к дислокационным стенкам, что приводит к освобождению от них металла между стенками и, в конечном итоге, к формированию той регулярной структуры, которая наблюдается. Очевидно, параллельно идет и аннигиляция дислокаций. Суммарный эффект от перечисленных процессов возврата определяет как уменьшение электросопротивления, так и падение величины микротвердости металла, отогретого до комнатной температуры после экструзии при 77 К.

При подсчете традиционным методом плотности дислокаций по электросопротивлению в претерпевшей БКД меди результат ($N \sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$) противоречил информации, полученной при электронно-микроскопических исследованиях. Было высказано предположение, что причиной этих разногласий в оценке плотности дислокаций являются особенности структуры меди, квазигидроэкструдированной при 77 и 20,4 К. Традиционный метод подсчета предполагает изотропность материала, в котором эта плотность подсчитывается, а в барокриодеформированной меди наблюдаются чередующиеся области с высокой плотностью дислокаций и от дислокаций свободные (см. рис. 13(г),(д)). Поэтому авторами была предложена модель, упрощенно рассматривающая такую регулярную структуру как систему параллелепипедов, у каждого из которых часть объема занята дислокационной стенкой, а остальная часть полностью свободна от дислокаций [19]. Отношение части объема,

занятой дислокациями, к остальной части, свободной от дислокаций, может быть оценено экспериментально по данным электронной микроскопии. Оно было обозначено условной характеристикой η , названной авторами фактором неізотропности.

Авторы обосновали вывод формулы для подсчета плотности дислокаций N в таких регулярных структурах, имеющей следующий вид:

$$N = \rho_0 \cdot \frac{\eta}{a} / \left(\frac{\eta}{1 - \rho_0/\rho} - 1 \right), \quad (2)$$

где ρ_0 — удельное электросопротивление отожженного металла, ρ — удельное сопротивление экструдированного металла, η — фактор неізотропности, a — вклад в электросопротивление одной дислокации единичной длины; и привели график, как фактор неізотропности может влиять на достоверность подсчета плотности дислокаций по электросопротивлению (рис. 18).

Для меди, претерпевшей БКД при 20,4 К (см. рис. 13(д)), плотность дислокаций при расчете по описанной методике составила около 10^{12} см^{-2} (анализ снимков дает значение величины η порядка 0,2). При такой плотности дислокаций среднее расстояние между дислокациями в стенке должно составлять 3–3,5 нм, а разориентация между пластинами 3° – 6° , что совпадает с данными, полученными по исследованиям микродифракции на этих образцах.

Структурное состояние металла после больших деформаций при низких температурах является существенно метастабильным. Одним из способов получения

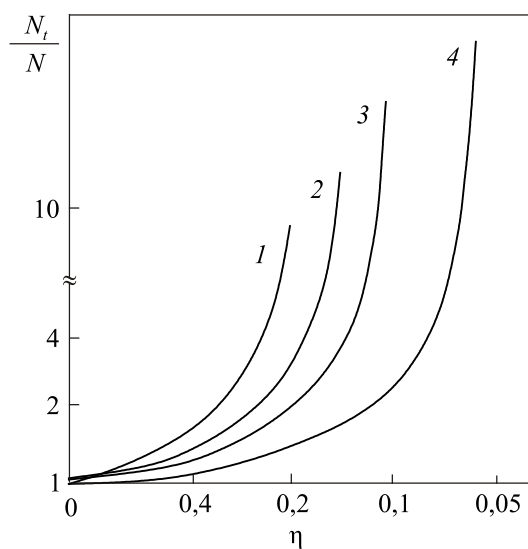


Рис. 18. Влияние фактора неізотропности распределения дислокаций на достоверность значений плотности дислокаций, подсчитываемых по измерениям электросопротивления. N_t — плотность дислокаций, подсчитываемая с учетом фактора неізотропности; N — плотность дислокаций, подсчитываемая без учета этого фактора, η — фактор неізотропности (ρ_0 , Ом·см: $2,5 \cdot 10^{-7}$ (1), $2,4 \cdot 10^{-7}$ (2), $2,3 \cdot 10^{-7}$ (3), $2,2 \cdot 10^{-7}$ (4)) [19].

стабильного состояния с повышенными в сравнении с исходным состоянием характеристиками оказывается выбор оптимального режима рекристаллизационного отжига, способного хотя бы частично законсервировать высокую дисперсность структуры, сформировавшейся в результате осуществления низкотемпературной деформации.

Процессы рекристаллизации поликристаллической меди после БКД были исследованы в области температур отжига 100–400 °С [20]. При этом регистрировалось как начало рекристаллизации по первым совершенным рефлексам («уколам») на рентгенограммах, так и рекристаллизация во всем объеме образцов, приводящая к изменениям величины микротвердости (рис. 19). Как видно на этом рисунке, с ростом температуры отжига уменьшается не только время отжига, необходимого для осуществления первичной рекристаллизации, но и величина микротвердости, которую имеет металл в рекристаллизованном состоянии.

Снижение микротвердости объясняется тем, что чем выше температура отжига, тем рекристаллизованная структура оказывается более крупнозернистой (рис. 20). Напротив, чем большее время в связи с понижением температуры отжига требуется для осуществления первичной рекристаллизации, тем более мелкодисперсную рекристаллизованную структуру можно получить, разброс в величине рекристаллизованных зерен уменьшается. Так, после экструзии на 80% при 77 К требуется свыше 10^4 мин пребывания при 100 °С для того, чтобы прошла первичная рекристаллизация (рис. 19, кривая 1), при этом средний размер образующихся зерен не превышает двух микрон (рис. 20(г)). Известно, что время, необходимое для протекания рекристаллизации, с понижением температуры отжига увеличивается очень резко, что подтверждается и вышеописанными результатами. Анализ и экстраполяция

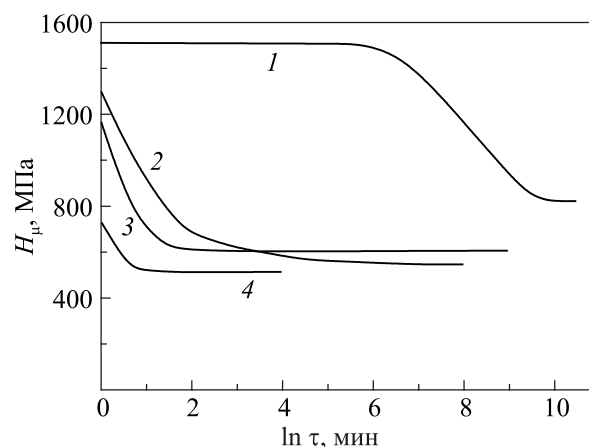


Рис. 19. Зависимость микротвердости претерпевшей БКД при 77 К меди от времени отжига при T , °С: 100 (1), 200 (2), (3), 400 (4). Степень деформации при БКД 60% (2) и 80% (1), (3), (4)) [20].

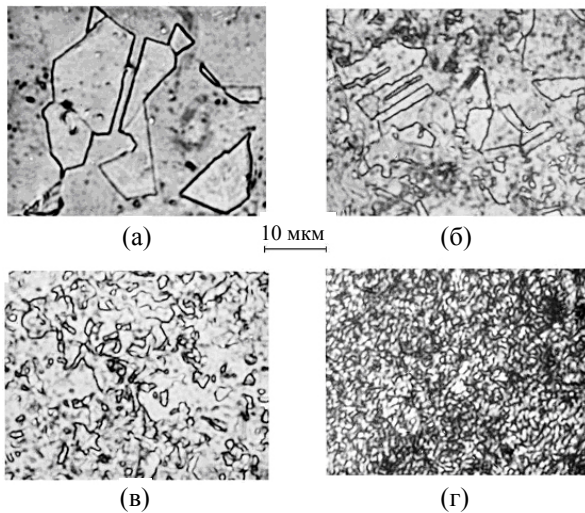


Рис. 20. Структура меди, претерпевшей БКД на 80% при 77 К (исходное состояние до деформирования (а), отжиг при 400 °С в течение 5 мин (б), отжиг при 200 °С в течение 40 мин (в), отжиг при 100 °С в течение $2,2 \cdot 10^4$ мин (г)) [20].

данных, полученных при отжиге (100–400 °С) экструдированных при 77 К на 80% медных образцов, позволили оценить время, необходимое для обнаружения ощутимого количества рекристаллизованных зерен при выдержке в обычных условиях (при комнатной температуре). По оценке оно составило $(2-3) \cdot 10^7$ мин.

Известно, что при низкой температуре отжига затрудняется миграция возникающих высокоугловых границ [21]. Именно высокая однородность дислокационной структуры и большая плотность дислокаций приводит к созданию при низкотемпературном отжиге в экструдированном в условиях глубокого охлаждения металле рекристаллизованной структуры с высокой степенью дисперсности, но, естественно, при больших временах отжига. Если же увеличение времени отжига, необходимого для протекания рекристаллизации (при какой-то постоянной температуре) связано с тем, что образец испытал меньшую деформацию при низкотемпературной экструзии, то рекристаллизованная структура в образце окажется, наоборот, не столь мелкодисперсна, и микротвердость его, соответственно, ниже (рис. 19, кривая 2).

Испытания на растяжение рекристаллизованных при 200 °С после экструзии на 80% при 77 К медных образцов показали, что по сравнению с исходным отожженным состоянием их предел текучести возрастает почти вдвое (до 80–90 МПа), прочность — на 15–20%. При этом пластические характеристики, очевидно, за счет измельчения зерна, тоже повышаются: общее удлинение с 20–25 до 30–35%, область равномерного удлинения с 9–10 до 17–20%.

2.2. БКД конструкционных сплавов

Естественным продолжением исследований возможностей барокриодеформирования были попытки применить этот вид воздействия к конструкционным материалам, причем наиболее интересным объектом, в первую очередь, представлялись широко распространенные аустенитные стали, имеющие в исходном состоянии, как и вышеописанные медь и никель, ГЦК решетку.

Более всего работ в этом направлении было выполнено на стали 08Х18Н10Т.

Структура стали представляла собой чистый аустенит со средним размером зерна ~ 50 мкм, пределы текучести и прочности составляли 220 и 650 МПа соответственно, удлинение до разрыва — 42%, микротвердость около 1500 МПа. Эти заготовки подвергали БКД при 77 и 20 К, а часть из них, для сравнения, квазигидроэкструдировали при комнатной температуре. Для оценки приобретаемых сталью свойств измеряли микротвердость, проводили испытания на растяжение, осуществляли электронно-микроскопические и рентгенографические исследования.

Влияние понижения температуры деформирования стали на ее предел текучести иллюстрирует рис. 21. Изменения микротвердости и прочности с ростом степени деформации при БКД имеют аналогичный характер.

Обнаружена высокая однородность упрочнения стали как по сечению получаемого экструдата, так и по его длине. Протекание пластической деформации при растяжении испытывавшей БКД стали (рис. 22(в),(г)) имеет свои особенности. Материал деформируется упруго до момента начала образования шейки, и вся последующая пластическая деформация вплоть до разрыва имеет место только в области этой шейки.

Таким образом, равномерное удлинение отсутствует, в то время как поперечное сужение при доведении

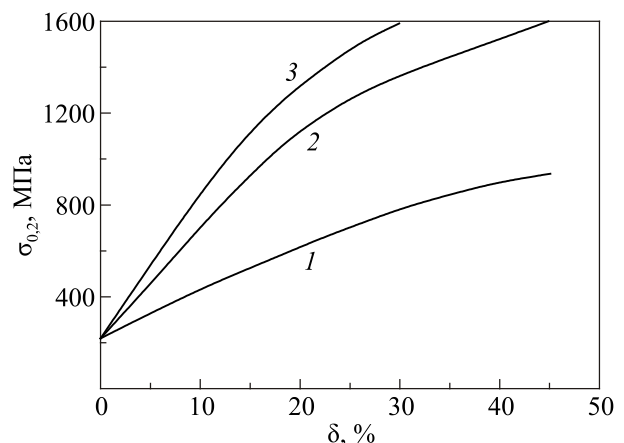


Рис. 21. Испытания на растяжение при комнатной температуре стали X18N10T после БКД при T , К: 300 (1), 77 (2) и 20,4 (3) [22].

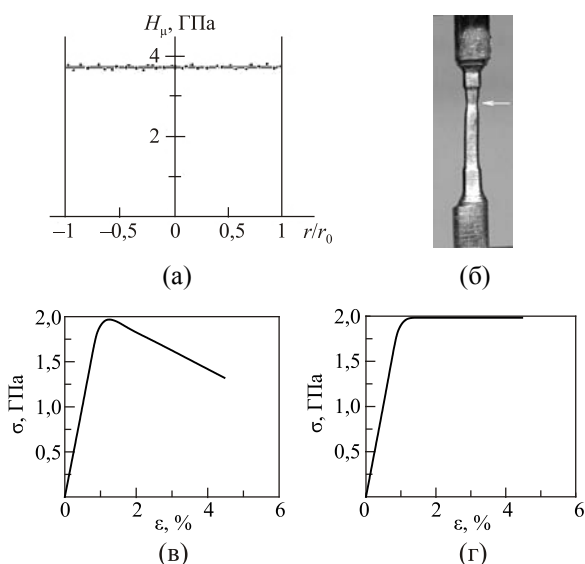


Рис. 22. Распределение H_{μ} по сечению экструдата, полученного БКД на 35% при 77 К (а); образец, не доведенный до разрушения в разрывной машине, стрелкой показана шейка (б); диаграммы растяжения стали, подвергнутой БКД: машинная (в), пересчитанная в истинные значения (г) [22].

образца до разрыва достигает 80–90%, т.е. в области шейки имеет место большая пластическая деформация. Практическое значение имеет то, что последующая обработка металла резанием (например, на токарном станке) не оказывает разупрочняющего воздействия на обрабатываемый объект.

Отличительным качеством стали X18N10T является то, что имея в исходном состоянии чисто аустенитную структуру (после гомогенизирующего отжига), при пластическом деформировании эта сталь претерпевает γ - α переход, причем концентрация образующегося мартенсита тем выше, чем больше степень деформации и чем ниже температура деформирования. Деформированием при комнатной температуре даже на высокие степени такими традиционными видами обработки, как прокатка, волочение, экструзия получить концентрацию мартенсита выше 30–40% затруднительно. Понижение температуры деформирования до 77 К и ниже позволяет довести ее значение до 80–90%, но определенное количество аустенита все равно наблюдается, т.е. сталь остается двухфазной. Характерным качеством стали при этом является возможность повышения ее характеристик состариванием полученного мартенсита, которое тем более эффективно, чем выше концентрация мартенсита [23]. Иначе говоря, сталь непосредственно после осуществления БКД фактически является полуфабрикатом, при этом важной задачей становится определение оптимальных условий состаривающей термообработки для повышения ее механических характеристик. В структуре стали, бародеформированной при комнатной температуре, процессы старения вообще не проявляют себя, либо достаточно

слабо, что и не удивительно, так как при этой температуре деформирования лишь небольшая часть металла переходит в мартенсит (рис. 23(а)).

Совсем иначе обстоит дело, когда старению подвергаются образцы, испытывавшие БКД при 77 и 20 К (рис. 23(б),(в)). На зависимостях микротвердости этих образцов от температуры при получасовых отжигах наблюдаются четкие максимумы, характеризующие опти-

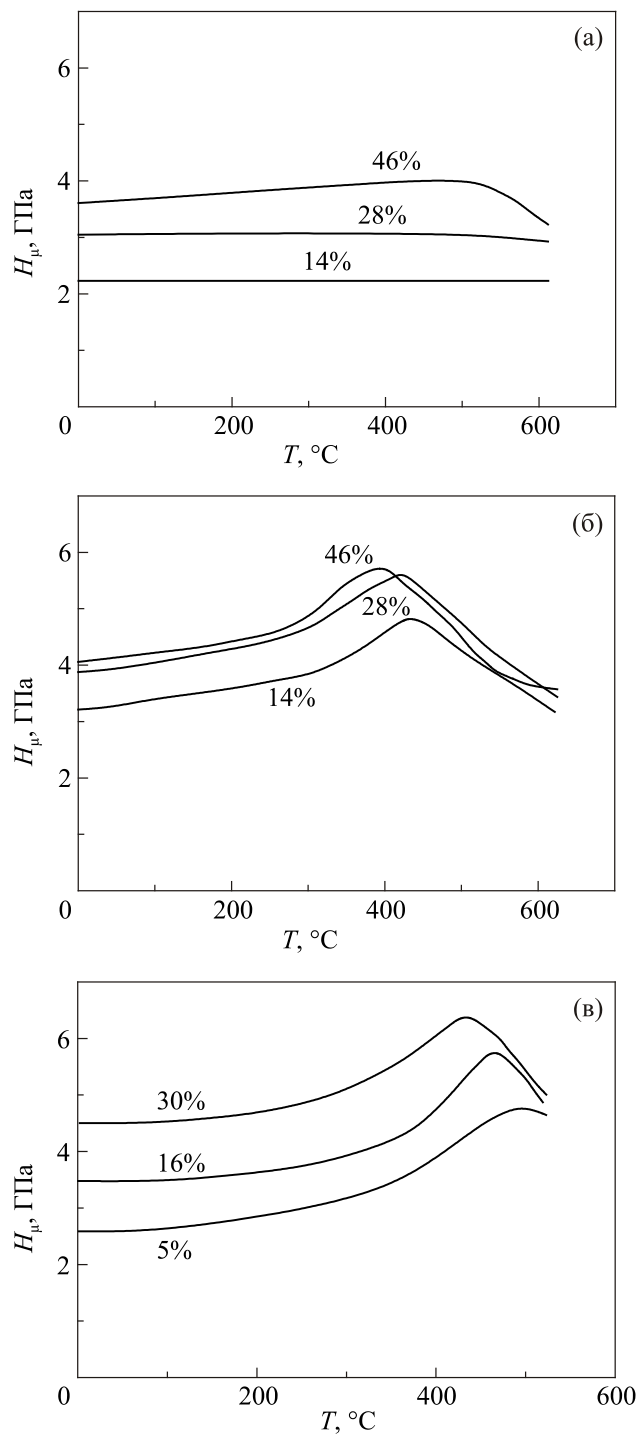


Рис. 23. Влияние термообработок на величину микротвердости стали X18N10T, квазигидроэкструдированной при T , К: 300 (а), 77 (б) и 20,4 (в). В процентах указана степень деформации при экструдировании [22].

мальные температуры протекания процессов старения, обеспечивающие максимально упрочненное состояние стали. Естественно, чем выше была степень деформации при БКД, тем большего упрочнения при старении удастся достичь в силу как более высокой концентрации мартенсита, так и большей его дисперсности, но по температуре пик при этом смещается на два–три десятка градусов вниз. Тем не менее оптимальная область температуры состаривания (450–500 °С) на 100–150 градусов выше, чем у стали, деформированной в криогенных условиях традиционными методами, да и величина упрочнения существенно выше.

Поведение состаренной после БКД стали при испытаниях на растяжение аналогично описанному выше, т.е. при отсутствии равномерного удлинения имеет место образование шейки и протекание в ней пластической деформации, обеспечивающей поперечное сужение вплоть до 80–90%.

Приведенные выше результаты получены при комнатной температуре испытаний на растяжение. Рост предела текучести в 7–8 раз по сравнению с исходным состоянием (с 200–220 до 1900–2000 МПа, БКД при 77 К) является высоким результатом (при отсутствии склонности к хрупкому разрушению). Кроме того, весьма важна информация о температурной устойчивости достигнутого высокопрочного состояния.

Как испытания на растяжение при повышенных температурах, так и длительная (64 ч) выдержка в этих условиях показали, что вплоть до 500 °С характеристики претерпевшей БКД при 77 К и состаренной стали, имеющей при 500 °С предел текучести 1600–1700 МПа, стабильны. Полученный результат заставляет по-новому посмотреть на устоявшееся мнение, что чем ниже температура упрочняющей обработки, тем ниже температурная стабильность получаемого структурного состояния. Наличие всестороннего сжатия при пластическом деформировании в условиях глубокого охлаждения обеспечило устойчивость прочностных характеристик этой стали при повышенных температурах.

Приведенные выше результаты говорят о высокой эффективности БКД как средства получения высокопрочного состояния стали, однако в ряде случаев требуется, чтобы при повышенных механических характеристиках сталь имела не мартенситную, а аустенитную структуру, в частности, в связи с тем, что это состояние — немагнитное.

Известны методы формирования аустенита, предусматривающие путем деформирования создание в стали мартенситной фазы, старение полученного мартенсита, последующий кратковременный нагрев до температуры, превышающей температуру конца превращения мартенсита в аустенит, и закалку на аустенит [24]. Однако эти методы не были в состоянии обеспечить монофазное мартенситное высокодисперсное состояние перед крат-

ковременным нагревом, поэтому они не могли привести и к образованию однородного высокодисперсного аустенита, что, в свою очередь, не позволяло реализовать резервы повышения уровня прочностных характеристик стали в аустенитном состоянии.

Как показано выше, особенностью БКД является то, что оно обеспечивает практически монофазное мартенситное состояние стали при очень высокой его дисперсности. Задача превращения этого мартенсита в аустенит такой же дисперсности сводилась к поиску таких режимов термообработки, которые привели бы к превращению мартенсита в аустенит во всем объеме металла, но не позволили бы начаться росту новообразованных зерен аустенита. Эти режимы оказались очень критичны как к диапазону температур такого нагрева, так и к времени выдержки при этих температурах, зато позволяли получать аустенит с такими характеристиками, которые достичь иными методами маловероятно. Средний размер довольно равноосных зерен аустенита снижался при этом до 60–80 нм, сами зерна относительно свободны от дислокаций. Границы зерен достаточно прямолинейны, отсутствуют изгибные контуры у границ и их стыков, что свидетельствует о высокой степени равновесности структуры. Предел текучести стали, имеющей аустенитную структуру с приведенными выше характеристиками, достигает 1,0–1,05 ГПа без снижения пластичности в сравнении с исходным гомогенизированным состоянием (42–45%), в котором сталь имеет предел текучести всего 0,22–0,25 ГПа [25].

Следует отметить, что высокие механические характеристики сталь в таком структурном состоянии сохраняет при повышении температуры вплоть до начала роста зерен, т.е. это еще один пример, когда деформирование в условиях глубокого охлаждения обеспечивает механическую устойчивость металла в широкой температурной области.

Используя метод термоактивированной десорбционной спектроскопии, авторы [26] предприняли попытку водородной диагностики фазовых состояний стали X18H10T, подвергавшейся барокриодеформированию (см. рис. 24).

Полученный результат хорошо согласуется с проведенными ранее исследованиями фазовых превращений в процессе деформации, протекающих по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$, где γ — аустенит с ГЦК решеткой, α -мартенсит с ОЦК решеткой, ε -мартенсит с ГПУ решеткой [27]. Вполне очевидным результатом водородной диагностики является наличие двух мартенситных фаз, одна из которых — переходная (ε -мартенсит, $T_m \sim 350$ К), присутствующая в образце со степенью обжатия $\delta = 16\%$. Для образцов, деформированных с $\delta = 44\%$, характерно полное превращение аустенита (γ -фаза, $T_m \sim 400$ К) в мартенсит (α -мартенсит, $T_m \sim 520$ К).

Представляет интерес исследование влияния не только имплантированного, но и «естественного» водорода,

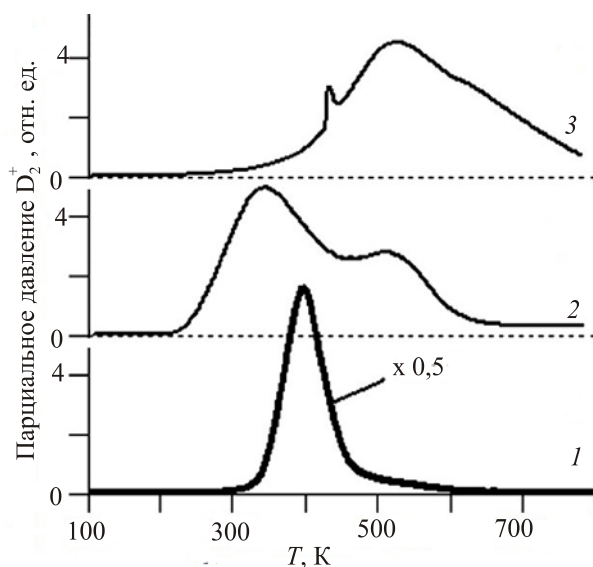


Рис. 24. Спектры термодесорбции дейтерия, имплантированного в образцы стали X18H10T, прошедшие барокриодеформирование при 77 К со степенями обжатия $\delta = 16\%$ (2) и 44% (3). Для сравнения приведен спектр исходного образца стали (1). Доза облучения для всех образцов $5 \cdot 10^{16} \text{ D/cm}^2$ [26].

накопленного в процессе производства, обработки и эксплуатации стальных изделий. Изменение механических свойств металла под влиянием водорода отражается, в частности, и на характере акустической эмиссии. В работе [28] было предпринято сравнительное исследование содержания «естественного» водорода и параметров АЭ для стали X18H10T как в исходном состоянии (гомогенизирующий отжиг при 1050°C с последующей закалкой в воду), так и после БКД при 77 К на 18 и 31%. Полученные результаты свидетельствуют о том, что как по концентрации, так и по энергии связи содержание водорода определяется структурой стали, сформированной при БКД. При этом параметры акустической эмиссии коррелируют с содержанием водорода с разными значениями энергии связи, т.е. могут служить индикатором состояния металла.

Сталь X18H10T имеет ГЦК структуру, поведение ее при деформировании соответствует этой структуре, хотя сталь и содержит в качестве основного компонента ОЦК металл — железо. Известно, насколько важно присутствие в железе углерода, даже небольшие его концентрации позволяют получить из него прочный конструкционный материал. БКД при 77 К были подвергнуты заготовки железа с разным содержанием углерода (рис. 25) [29].

Рост упрочнения при увеличении степени деформации при БКД для всех объектов был ожидаем, но испытания на растяжение стали У7 показали как сохранение пластичности практически на исходном уровне, так и хорошую термоустойчивость полученного упрочнения.

Еще на одном металле с ОЦК решеткой, ванадии, были получены представляющие интерес результаты [30].

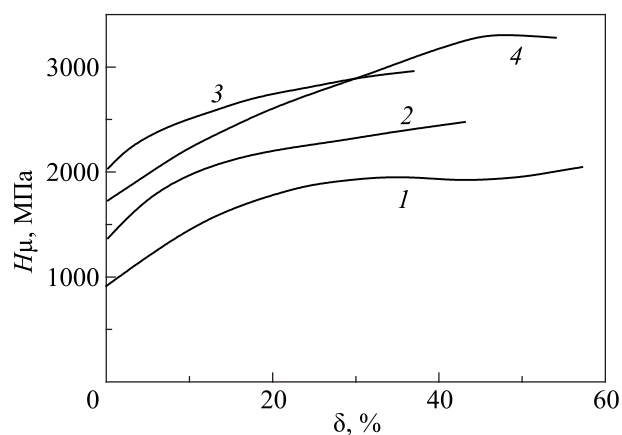


Рис. 25. Зависимость микротвердости от степени деформации при БКД (77 К): Fe 99,97% (1), ст20 (2), ст45 (3), сталь У7 (4) [29].

Особенностью реализации БКД этого металла при 20,4 К была неоднородность деформации, заключающаяся в образовании ряда сужений по длине получаемого экструдата, что можно объяснить нарушением условий квазигидростатичности в передающей давление твердой среде при столь низкой температуре. Как показал анализ, в местах сужения при этом должны иметь место большие растягивающие напряжения, действующие вдоль оси заготовки. Опираясь на результаты электронной микроскопии, авторы делают вывод, что структура с наибольшей плотностью оптимально распределенных дефектов, ответственная за повышенные механические характеристики металла, формируется лишь при равномерном истечении материала через матрицу, что имеет место при шаровой симметрии действующих на выдавливаемую заготовку сил. Наложение на шаровой тензор растягивающей компоненты препятствует формированию такой структуры, а следовательно, не позволяет реализоваться в полном объеме преимуществам низкотемпературного квазигидроэкструдирования. Это подтверждается и измерениями микротвердости (рис. 26).

2.3. БКД некоторых металлов с ГПУ решеткой

Исследованию влияния БКД на свойства металлов с ГПУ решеткой посвящено относительно немного работ, ограничивается этот список металлами IV группы — цирконием, гафнием и титаном.

Для сплава Zr–1%Nb отмечено, что структура, сформированная в результате БКД, обладает более высокой термической устойчивостью по сравнению со структурой, полученной после низкотемпературной прокатки. Влияние криодеформирования на микропластические свойства этого сплава исследовалось методом низкочастотного внутреннего трения [31]. Немонотонные изменения внутреннего трения от дополнительно нарастающего в пределах макроупругости напряжения оказались

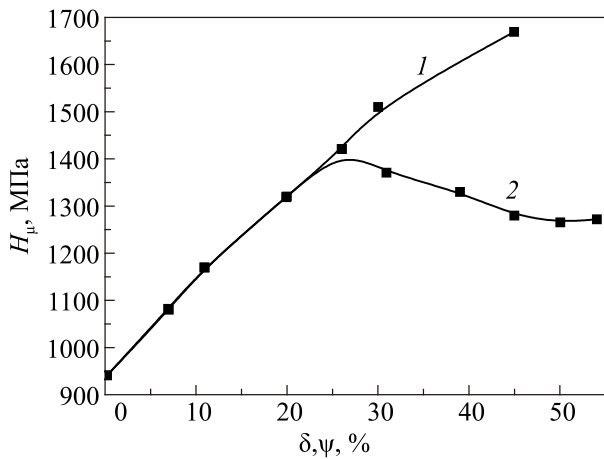


Рис. 26. Зависимость величины микротвердости квазигидроэкструдированного при 20 К ванадия от степени деформации при нормально протекающей экструзии (1) и от степени сужения в области образующейся при экструзии перетяжки (на заготовке, подвергнутой экструдированию на 26%) (2) [30].

подобны обнаруженным ранее на других объектах, в том числе стали, меди, никеле, но интерес представляет полученная в этой работе сравнительная информация о механических свойствах Zr и Zr-1%Nb, подвергнутых БКД при 77 К (табл. 1).

Таблица 1. Механические характеристики Zr и Zr-1%Nb, подвергнутых БКД при 77 К

Материал	τ_{s2} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{и}$, МПа	$\Delta l/l$, %
Zr, сост. поставки	4	90–100	175	4,8
Zr, $\epsilon = 30\%$	20	334	556	3,8
Zr-1%Nb, сост. пост.	25	284	392	3,5
Zr-1%Nb, $\epsilon = 30\%$	30	520	645	2
Zr-1%Nb, $\epsilon = 50\%$	60	609	665	0,83

Решая задачу наноструктурирования иодидного циркония, подвергнутого двойному электронно-лучевому переплаву, авторы [32] осуществляли пластическое деформирование металла несколькими методами — осадкой-выдавливанием, волочением и барокриодеформированием, доводя в отдельных случаях истинную деформацию до 10 и выше. Тем не менее именно БКД обеспечило минимальный размер зерен в 100 нм при степени деформации, не превышающей $\epsilon \approx 1$. Другие виды воздействия либо требовали деформирования, превышающего это значение в несколько раз, либо вообще такого уровня диспергирования структуры не обеспечивали.

Была предпринята попытка провести сравнительное исследование оптических характеристик сплава Zr-1%Nb после криогенной прокатки и БКД и последующего отжига при 600 °С [33]. Авторы делают вывод о более значительном изменении электрон-фононного взаимодействия после БКД по сравнению с прокаткой при криогенных температурах и о более высокой термической устойчивости структуры, сформированной в результате БКД.

Гафний представляет интерес как поглотитель для органов регулирования ядерных реакторов. Объектом исследований гафний стал недавно, сведений о влиянии предварительно созданной дефектной структуры на физико-механические свойства гафния практически нет. Выяснение возможности влияния барокриодеформирования на эту структуру затруднялось тем, что пластичность гафния резко снижается по мере охлаждения его до 77 К. Поэтому квазигидроэкструдирование гафния марки ГФЭ-1 осуществляли с приложением противодавления, что позволило его пластически продеформировать при 77 К [35]. Степень обжатия при этом составила 25%, общее давление в процессе экструдирования около 20 Кбар, противодавление ~ 6 Кбар. Такое же деформирование осуществили и при комнатной температуре, что потребовало приложения существенно более низкого давления. Были исследованы механические характеристики, модуль сдвига, удельное электросопротивление, проведен рентгеноструктурный анализ. Фактор наличия сил всестороннего сжатия при криодеформировании гафния сказался в том, что при росте предела текучести более чем вдвое в диапазоне температур 100–500 К общее удлинение при испытаниях на растяжение было существенно больше, чем в исходном состоянии. Совокупность полученных результатов позволила авторам говорить о снижении энергии дефекта упаковки в гафнии после БКД.

Особенностью зависимости декремента затухания от температуры для образцов гафния, претерпевших квазигидроэкструдирование, является более низкий уровень фона после деформации при 77 К по сравнению с 300 К. Характерно, что модуль сдвига после КГЭ по сравнению с исходным состоянием снижается после деформирования при 300 К на 4,2%, а после деформирования при 77 К лишь на 2,0%.

Исследования как технического титана (ВТ1-0), так и титана повышенной чистоты ожидаемо показали повышение дисперсности структуры металла с понижением температуры квазигидроэкструдирования. Тем не менее и на одном, и на другом были обнаружены некоторые особенности.

Электронная микроскопия титана повышенной чистоты (иодидного, после двукратной электронно-лучевой переплавки) представлена на рис. 27 [36]. Предварительная обработка для получения субмикроскопической структуры включала в себя осадку-выдавливание и волочение при повышенных температурах, в результате чего получали структуру, изображенную на рис. 27 (а). Затем эти объекты подвергали квазигидроэкструдированию при 300 и 77 К.

Механические испытания показали, что понижение температуры квазигидроэкструдирования субмикроструктурного титана с 300 до 77 К способствует существенному увеличению пластичности материала, в частности, удлинение до разрушения выросло с 6,7

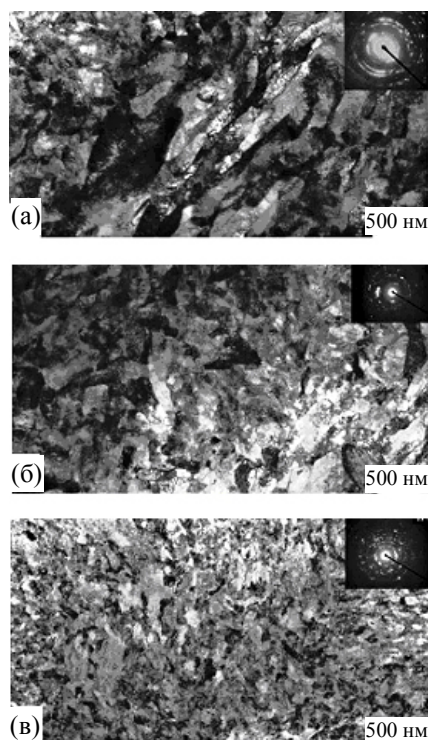


Рис. 27. Микроструктура титана после предварительных обработок (а) и последующей квазигидроэкструзии при 300 К (б) и при 77 К (в) [36].

до 12,3%. Таким образом, сочетание обычных методов интенсивной пластической деформации с БКД при 77 К позволило создать нанокристаллический титан повышенной чистоты с размером зерна 75 нм, высокими значениями прочности ($\sigma_u = 930$ МПа) и пластичности ($\delta \approx 12\%$). Такой материал, как считают авторы, может представлять интерес для различных применений, в частности для изготовления медицинских имплантатов.

Проведение квазигидроэкструдирования при криогенных температурах показало свою эффективность и на титане технической чистоты ВТ1-0. Различными способами пластической деформации — равноканальным угловым прессованием (РКУП), барокриодеформированием (БКД), криопрокаткой и их комбинацией в поликристаллическом титане ВТ1-0 было получено несколько разных структурных состояний, для которых с помощью просвечивающей электронной микроскопии определен средний размер зерна d , а также измерена микротвердость при 300 К, предел текучести и удлинение при 300, 77 и 4,2 К (табл. 2). Было обнаружено, что максимальный рост величин $\sigma_{0,2}$ и H_u достигается при комбинированном воздействии РКУП и БКД, приводящему к двукратному уменьшению среднего размера зерна. Так, если после стандартной РКУП обработки средний размер зерна составлял около 400 нм, то последующим квазигидроэкструдированием при 77 К его удалось уменьшить до 200 нм [37].

Таблица 2. Предел текучести и средний размер зерна титана ВТ1-0 в разных состояниях

Температура испытаний, К	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, ГПа			
	Исходное состояние, $d \approx 20$ мкм	После РКУП, $d \approx 0,4$ мкм	После БКД при 77 К, $d \approx 0,5$ мкм	После РКУП + БКД (77 К) $d \approx 0,2$ мкм
300	0,42	0,64	0,73	0,86
77	0,67	1,05	1,00	1,22
4,2	0,74	1,22		1,38

Следует отметить, что титан ВТ1-0 обнаруживает при квазигидроэкструдировании отличающийся от наблюдаемого на ГЦК и ОЦК металлах ход упрочнения с ростом степени деформации. Если у последних существенный прирост наблюдается уже на небольших степенях деформации, то на ВТ1-0 как при 300 К, так и при 77 К вплоть до деформации 25–30% при квазигидроэкструзии этот прирост относительно невелик, а с дальнейшим увеличением начинает расти. Притом и пластичность после низкотемпературного квазигидроэкструдирования несколько выше, чем после квазигидроэкструзии при комнатной температуре (рис. 28) [38].

Высокая степень однородности свойств по объему претерпевшего БКД металла подтверждается в ряде работ, но представляло интерес проверить и ориентационные характеристики — вдоль направления экструдирования и нормально к нему, что и было выполнено на титане ВТ1-0. Оказалось, что микротвердость пластин, вырезанных в продольном направлении, выше микротвердости таблеток, вырезанных поперек экструдата. Эти измерения сопровождалась оценкой методами акустической эмиссии (АЭ) количества сигналов и эволюции средней энергии и средней медианной частоты сигналов. Авторы полагают, что обнаруженная корреляция количества сигналов АЭ и уровня микротвердости (в обратной пропорциональности) представляет интерес для оценки механических свойств металла, претерпевшего БКД, методами акустической эмиссии [39].

Известно, что при одноосном нагружении при низких температурах в титане ВТ1-0 характерно появление большого количества двойников. Однако деформирование в условиях всестороннего сжатия, тем более в случае приложения противодавления, как показали электронно-микроскопические исследования, подавляет двойникование [40].

Измерения водорода с разными энергиями связи методом высокотемпературной вакуумной экстракции и акустической эмиссии при индентировании технического титана ВТ1-0 в исходном состоянии и после БКД выявили корреляцию акустических параметров с содержанием водорода в материале и подтвердили высокую чувствительность метода АЭ и большие перспективы применения методики, совмещающей методы АЭ и определения содержания растворенного водорода,

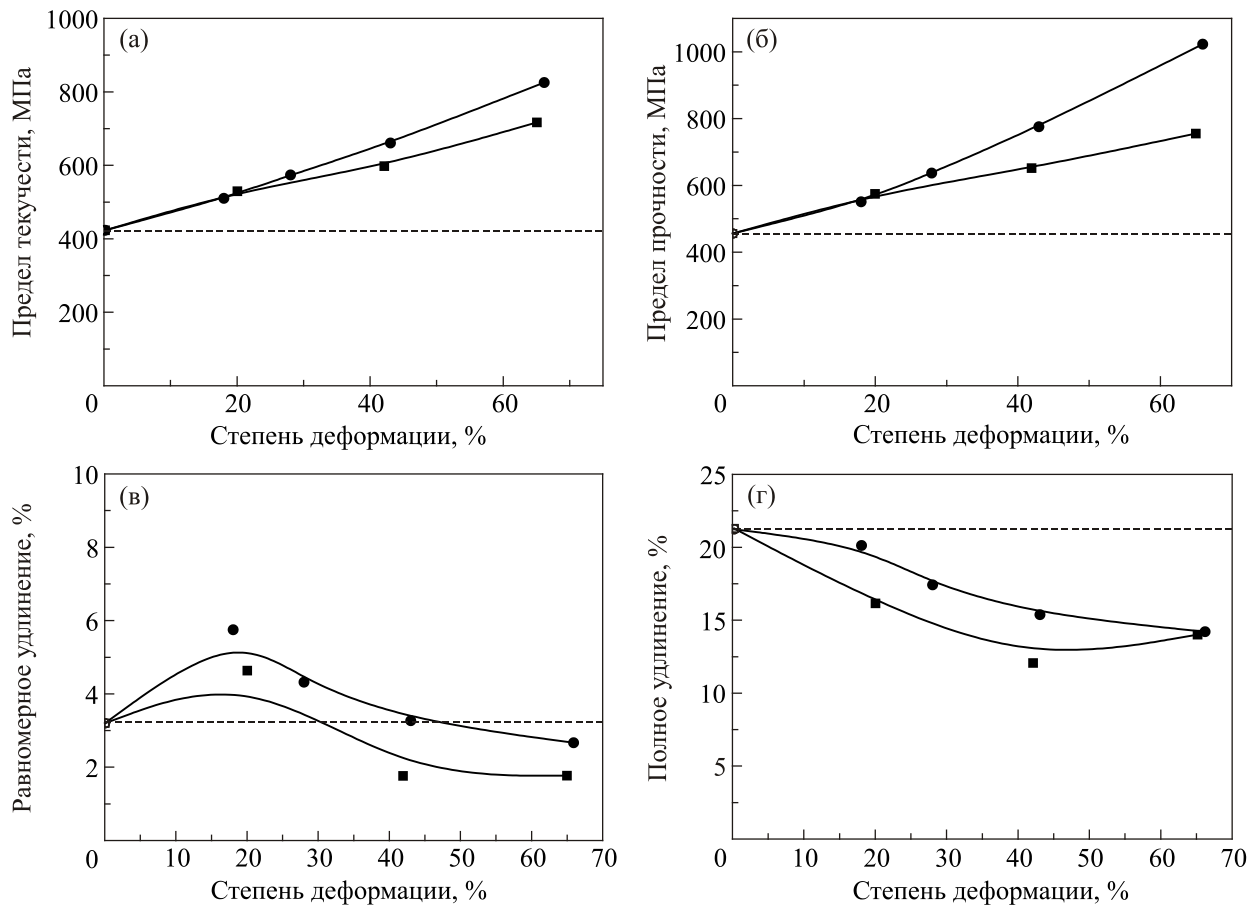


Рис. 28. Предел текучести (а), предел прочности (б), равномерное (в) и полное (д) удлинения, измеренные на образцах титана VT1-0, претерпевшего квазигидроэкструдирование при T , К: 300 (■) и 77 (●) [38].

для оценки свойств материалов, в частности после БКД [41]. С использованием этого же метода установлена корреляция между характерным размером структурных элементов, концентрацией водорода и степенью деформации.

Наличие противодействия при квазигидроэкструдировании приводит к росту содержания водорода в металле, особенно при небольших степенях деформации, что может говорить о большей эффективности такого деформирования с точки зрения измельчения структуры титанового сплава. Об этом свидетельствуют увеличение предела текучести и характеристик пластичности, что наблюдается у образцов, полученных в случае приложения противодействия [42].

При рассмотрении влияния на свойства сплава VT1-0 приложения сил всестороннего сжатия в условиях криогенных температур, как при деформировании сплава, так и в отсутствие деформации, выявлено, что упрочнение материала имеет место только в той части заготовки, которая испытала деформацию, т.е. сам факт пребывания сплава в условиях всестороннего сжатия не приводит к упрочнению материала [43]. В то же время измерения акустической эмиссии обнаруживают, что в приповерхностных слоях действия сил всестороннего

сжатия и в отсутствие деформирования вызывают некоторые изменения структуры, которые обуславливают увеличение энергии и (в меньшей степени) медианной частоты сигналов АЭ (рис. 29).

Авторы полагают, что как повышение энергии сигналов АЭ, так и рост медианной частоты могут свидетельствовать не о тех или иных деформационных процессах, а наоборот — об уменьшении плотности дефектов в приповерхностных слоях прутка, находившегося в условиях всестороннего сжатия, хотя механизм таких релаксационных процессов не ясен.

Параллельно на этих же объектах проверялось содержание водорода по упомянутой выше методике высокотемпературной вакуумной экстракции. В исходном материале количество водорода в центральной части образца почти вдвое меньше, чем в приповерхностных областях, что говорит о неоднородности материала заготовки. Действие всестороннего сжатия приводит к перераспределению водорода в образце: резко снижается его содержание в приповерхностных областях и увеличивается его количество в центре [44].

Роль как факта приложения противодействия при БКД, так и уровня этого противодействия требует тщательного исследования. Как показывают результаты,

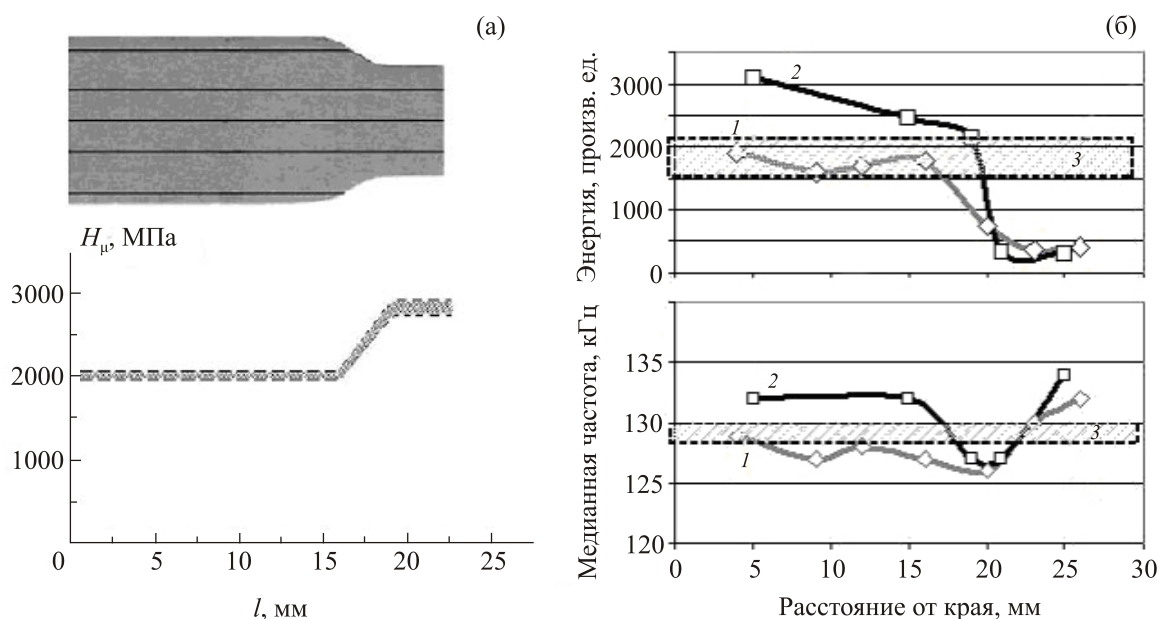


Рис. 29. Уровень микротвердости (заштрихованная область) сплава ВТ1-0 в условиях всестороннего сжатия ($P \sim 18$ кбар) при $T = 77$ К. Первые 15 мм — недеформированная часть, далее — часть заготовки, претерпевшая деформацию. Микротвердость измеряли вдоль линий, нанесенных на фотографию пластины, вырезанной в осевом сечении частично продавленной заготовки (а). Энергия (верхний график) и медианная частота (нижний график) сигналов АЭ при индентировании центральной части образца (1) и его приповерхностной области (2); область значений параметров АЭ в исходном материале (3) (б) [43].

полученные при барокриодеформировании титана ВТ1-0, в отдельных случаях приложение противодействия даже снижает приобретаемое металлом упрочнение по сравнению с тем, которое материал достигал без приложения противодействия (рис. 30) [45]. Если противодействие в 4 кбар приводило к ощутимому приросту предела прочности ВТ1-0, то увеличение противодействия до 6 кбар снижало упрочнение практически до уровня, характерного экструдированию при комнатной температуре. Сопоставимые результаты были получены и при измерениях относительного сопротивления (рис. 31).

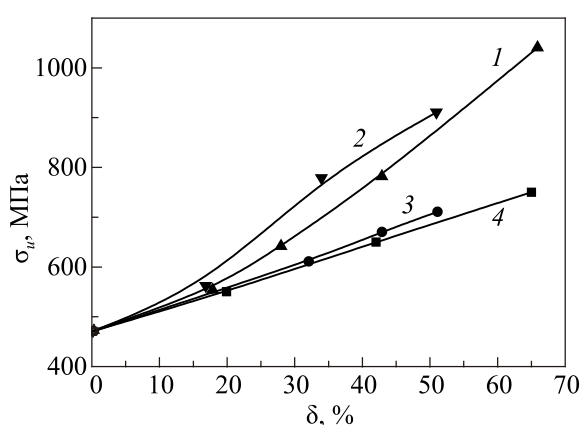


Рис. 30. Зависимость прочности ВТ1-0 от степени деформации при БКД: БКД (1), БКД с ПД ~ 4 Кбар (2), БКД с ПД ~ 6 Кбар (3), экструзия 300 К (4); температура БКД — 77 К [45].

Трактовка этих результатов отсутствует, как нет еще объяснения и обнаруженному эффекту «акустического последствия» [46]. Авторами было обнаружено, что акустические сигналы при индентировании титана ВТ1-0 регистрируются не только в процессе внедрения индентора, но и после достижения максимальной нагрузки (1000 Н), причем время такого «последствия» зависит как от степени деформации, так и от условий деформирования. В исходном состоянии материал оказался очень «громким», причем сигналы АЭ продолжали идти еще примерно 5 мин после достижения максимальной нагрузки на индентор. Деформирование

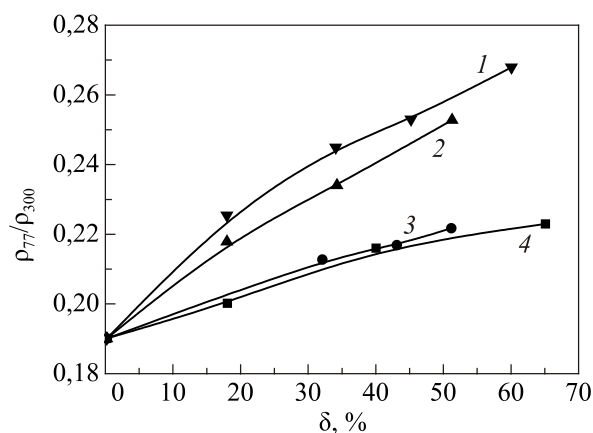


Рис. 31. Зависимость относительного электросопротивления ВТ1-0 от степени деформации при БКД: БКД (1), БКД с ПД ~ 4 Кбар (2), БКД с ПД ~ 6 Кбар (3), экструзия 300 К (4); температура БКД — 77 К [45].

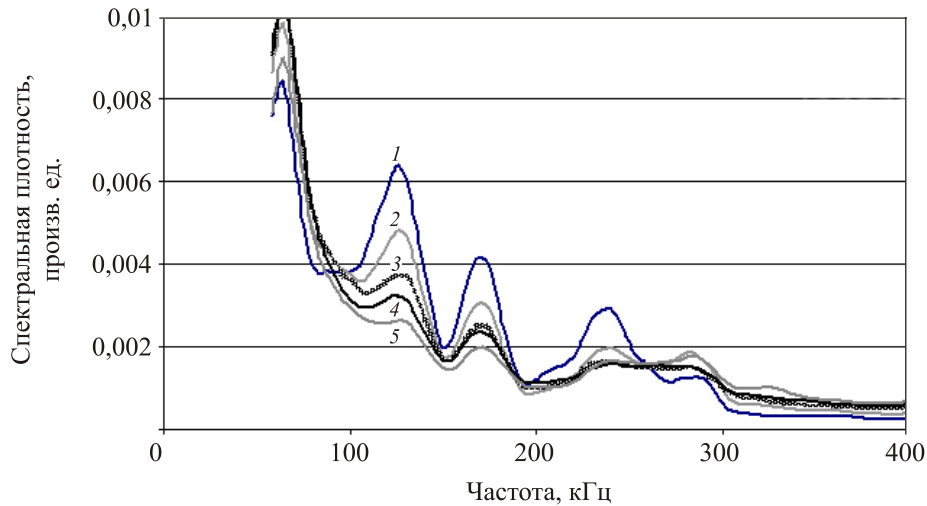


Рис. 32. Спектральные портреты сигналов АЭ при индентировании титана ВТ1-0 в исходном состоянии (1) и после БКД, %: 20 (2), 45 (3), 55 (4) и 65 (5) [47].

металла при комнатной температуре приводит к уменьшению энергии сигналов, но «время звучания» образцов при малых деформациях сопоставимо с исходным материалом. Криогенное деформирование ощутимо снижает акустическую активность титана, причем при больших степенях деформации акустическая эмиссия прекращается задолго до достижения максимальной нагрузки. В то же время приложение противодавления приводит к усилению «звучания» металла.

Спектральный анализ акустической эмиссии на претерпевшем БКД титане ВТ1-0 ожидаемо показал снижение основных пиков на графике в координатах «спектральная плотность – частота», но интересным оказалась обнаруживаемая на частотах между 10 и 200 кГц яркая зависимость уровня спектральной плотности от степени деформации при БКД (рис. 32) [47].

Уделено было внимание и влиянию времени вылеживания на параметры акустической эмиссии при индентировании титана ВТ1-0, квазигидроэкструдированного по различным режимам. По прошествию года обнаружено перераспределение энергии в спектрах акустических сигналов в сторону повышения вклада высоких частот.

3. К термостойкости через барокриодеформирование

3.1. Влияние нагрева на структуру и свойства барокриодеформированных монокристаллов меди и никеля

Известно, что чем ниже температура деформирования, тем, как правило, ниже и термостойкость упрочненного состояния. Это может найти объяснение из самых общих соображений, так как чем ниже температура деформирования, тем больше энергии затрачивается на осуществление этого деформирования, тем выше уровень

внутренних искажений решетки, т.е. тем более неравновесной оказывается формирующаяся при этом микроструктура. А значит, тем меньше требуется энергии на процессы релаксации, возврата, рекристаллизации, тем более потому, что они происходят при низких температурах. Существенную роль играет, однако, и исходное структурное состояние металла.

Монокристаллическая медь, претерпевшая БКД при 77 и 20 К (направление экструдирования совпадало с осью [113]), обнаружила значительно более высокую термическую устойчивость, чем поликристаллическая медь, не сильно отличаясь при этом от поликристаллов механическими свойствами [48]. Как следует из приведенных зависимостей (рис. 33), характеристики термической устойчивости монокристалла, экструдированного при 20 К, близки к термической устойчивости поликристалла меди, экструдированного при комнатной темпе-

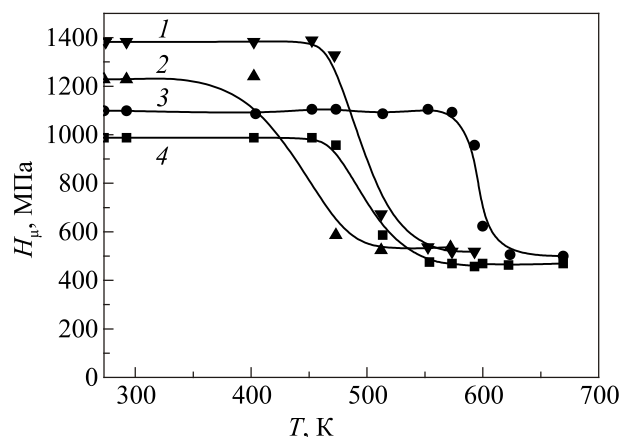


Рис. 33. Зависимость микротвердости от температуры отжига монокристаллической (направление экструдирования совпадало с осью [113]) (1), (3) и поликристаллической (2), (4) меди, экструдированной при T , К: 300 (4), 77 (2), (3) и 20 (1). Степень деформации при экструзии около 60% [48].

ратуре, а устойчивость монокристалла, экструдированного при 77 К, почти на 100 градусов превышает ее.

Значительная ориентационная зависимость упрочнения при экструдировании в условиях низких (77 и 20 К) температур была обнаружена на монокристаллах никеля [49].

Прирост прочности металла, ориентированного осью [110] относительно направления экструдирования, в несколько раз превышает прирост, приобретаемый материалом с ориентацией [100] (рис. 34).

В случае квазигидроэкструдирования при комнатной температуре у заготовок обеих ориентаций монокристалльность не сохраняется, поэтому и не наблюдается разницы в прочности экструдатов разных исходных ориентаций. Но чем ниже температура и чем больше величина действующего на металл давления, тем более затрудняются процессы поперечного скольжения. Этим и можно объяснить малый прирост упрочнения с понижением температуры квазигидроэкструдирования у монокристаллов, ориентированных осью [100] относительно направления экструдирования. Кристалл достаточно выгодно ориентирован относительно этого направления, плотноупакованные плоскости $\langle 111 \rangle$ находятся в одинаковых условиях относительно напряжений, возникающих при деформировании.

Иначе обстоит дело при ориентации монокристалла осью [110] относительно направления экструдирования. Порядок симметрии кристалла относительно этого направления в данном случае более низкий, перечисленные выше условия (наличие сил всестороннего сжатия, низкая температура экструзии) оказываются недостаточными для обеспечения ламинарности течения материала. Поэтому имеет место более турбулентная деформация, что четко выявляется как металлографически (рис. 35), так и на рентгенограммах. Значительно более

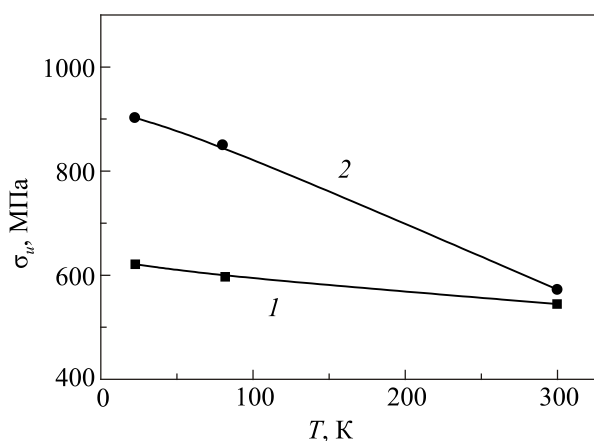


Рис. 34. Зависимость прочности (испытания на растяжение при 300 К) монокристаллов никеля от температуры предварительной деформации квазигидроэкструзией ($\delta = 60\%$). Направление экструдирования совпадает с осью [100] (1) и осью [110] (2) [49].

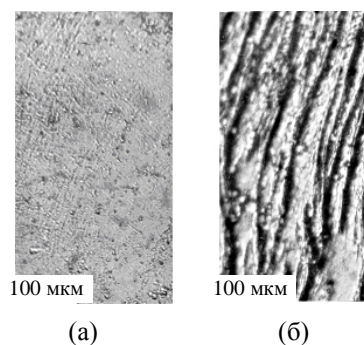


Рис. 35. Структура монокристаллов никеля, квазигидроэкструдированного вдоль оси [100] (а) и [110] (б) при 20 К (поперечное сечение) [49].

высокая плотность дефектов, определяемая такой деформацией, и оказывается ответственной за величину прироста прочности с понижением температуры экструдирования.

Степень неравновесности структуры, образующейся при низкотемпературной квазигидроэкструзии исследованных монокристаллов, хорошо иллюстрируется зависимостями времени, необходимого для начала рекристаллизации при получасовых отжигах, от температуры этих отжигов (рис. 36). Обращает на себя внимание, что определяющим в величине температуры рекристаллизации является ориентация монокристалла при экструдировании, а понижение температуры этого экструдирования от 77 до 20 К практически не сказывается на величине этой температуры. При этом, в случае, когда с направлением экструдирования совпадает ось [100] (это одна из компонент аксиальной текстуры никеля при гидроэкструзии в условиях комнатной температуры [50]), термоустойчивость квазигидроэкструдированного металла оказывается весьма высока: начало

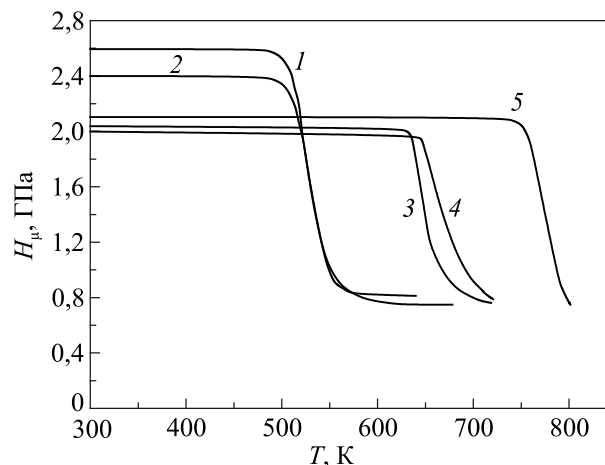


Рис. 36. Зависимость микротвердости никеля, квазигидроэкструдированного при 77 и 20 К, от температуры получасовых отжигов. С направлением экструдирования совпадают следующие оси: [110] (1), (2); [100] (3), (4); [112] (5). Температура экструзии 77 К — кривые (2), (4), (5); 20 К — кривые (1), (3) [49].

рекристаллизации при получасовых отжигах происходит при температурах отжига 533–553 К. Однако оказалось, что это далеко не предел повышения термической устойчивости упрочненного низкотемпературным квазигидроэкструдированием никеля.

При 77 К были подвергнуты квазигидроэкструдированию заготовки крупнозернистого никеля с «бамбуковой» структурой, имеющие столь крупное зерно, что заготовка фактически представляла собой цепочку следующих друг за другом кристаллитов, так что в поперечном сечении ее было только одно зерно. В этом случае прошедший матрицу экструдат представлял собой заключенный в индиевую оболочку объект, где каждый из кристаллитов-зерен, продавливавшийся в индиевой рубашке, оказался в той или иной мере развернут относительно первоначальной оси. Рентгенографические исследования таблеток, вырезанных перпендикулярно к оси экструдирования, показали, что в большей или меньшей мере они ориентированы относительно этой оси вдоль направления [112], т.е. кристаллит в этой мягкой индиевой оболочке получил возможность разворачиваться в выгодном направлении без значительных локальных деформаций. Общая степень деформации, тем не менее, составляла около 60%, что обеспечило значительное упрочнение (H_{μ} около 2100 МПа). Оно было значительно выше, чем в случае квазигидроэкструдирования при 77 К на эту же степень монокристалла с осью [100] относительно направления экструдирования. Наиболее существенным, однако, оказался факт необычно высокой термической устойчивости деформированного таким специфическим образом металла. Действительно, если монокристаллы с осью [110] и [100] относительно направления экструдирования ($T_{\text{ext}} = 77$ К) при получасовых отжигах рекристаллизовали при 520 и 650 К соответственно, то кристаллы, имевшие возможность в рубашке индия ориентироваться при прохождении матрицы вдоль оси [112], оказались термически устойчивыми вплоть до 750 К (рис. 36, кривая 5).

Описанные выше условия, в которых деформировался крупнозернистый поликристалл никеля, близки к идеальным для выявления текстуры металла в конкретной области температур при конкретном виде деформирования. Действительно, при деформации относительно мелкозернистого металла зерна его должны разворачиваться в текстурном направлении, испытывая противодействие со стороны окружающих его кристаллитов этого же материала. А при квазигидроэкструзии поликристалла, содержащего практически одно зерно в сечении заготовки, как это было осуществлено в настоящей работе, зерно имеет возможность развернуться в выгодном направлении, не испытывая значительного внешнего сопротивления, так как оно находится в рубашке из индия — металла, который начинает течь при очень низких напряжениях. Таким образом, направление [112] можно считать основной текстурной

компонентой никеля в случае его квазигидроэкструзии при 77 К, что подтверждается и очень высокой термоустойчивостью материала. В то же время аналогичное деформирование никеля при комнатной температуре (обычная гидроэкструзия) характеризуется компонентами текстуры [111] и [100], и лишь как сопутствующая упоминается третья компонента — [112] [50]. Очевидно, с понижением температуры деформирования происходит изменение основного текстурного направления. Возможность такого влияния температуры деформирования показана при изучении текстуры никеля при его прокатке в диапазоне 300–20 К [51]. Таким образом, при низкотемпературной квазигидроэкструзии никеля кристаллографическая ориентация металла в очаге деформации определяет как уровень упрочнения его, так и термоустойчивость механических свойств, причем в случае совпадения ориентации [112] с направлением экструдирования удается получить низкотемпературным квазигидроэкструдированием упрочненный металл с необычно высокой термоустойчивостью.

3.2. Термоустойчивость барокриодеформированных сталей

Отжиги барокриодеформированной стали X18H10T (см. рис. 23) позволяли предположить, что вплоть до 720–770 К эта сталь должна показывать повышенные механические характеристики. Эти ожидания подтвердили испытания на растяжение при 770 К барокриодеформированной при 77 К стали (рис. 37) [52]. Интересен не только факт высоких значений (1,6–1,7 ГПа) предела текучести при 770 К, но и термостабильность сформированной структуры. После пребывания при этой температуре в течение свыше 60 ч механические свойства стали не изменились.

Эксперименты по барокриодеформированию стали У7 показали не только возможность существенного повышения прочностных характеристик этой имеющей ОЦК

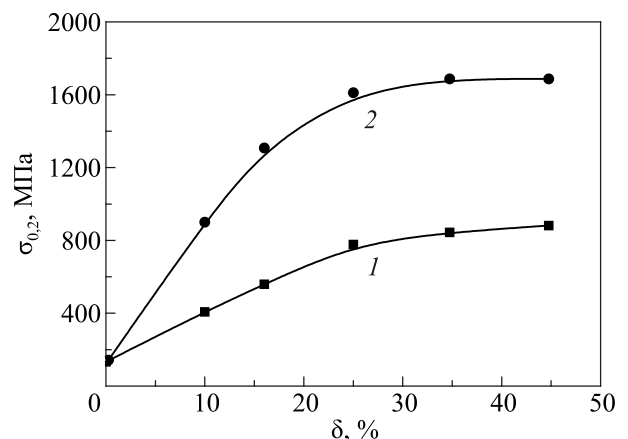


Рис. 37. Зависимость $\sigma_{0,2}$ стали X18H10T, квазигидроэкструдированной при 300 (1) и 77 К (2) и состаренной при оптимальных температурах, от степени деформации при экструдировании δ ($T = 770$ К) [52].

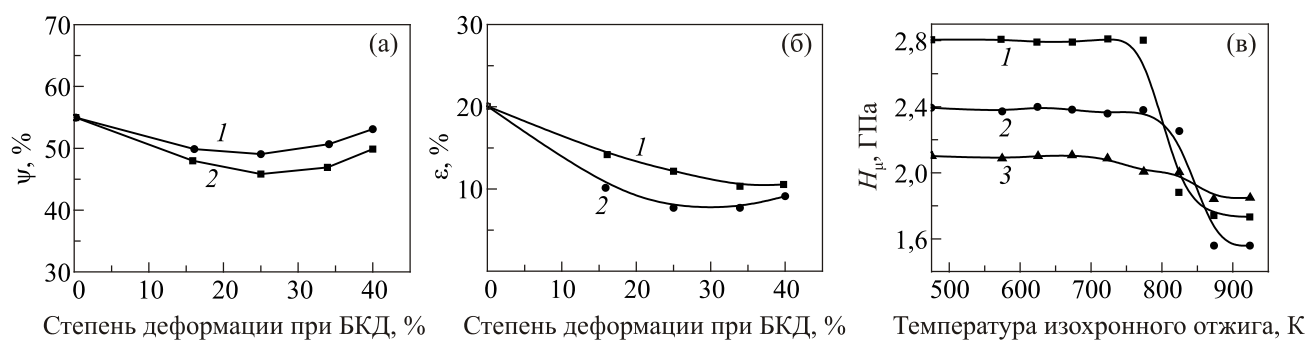


Рис. 38. Зависимость величины поперечного сужения ψ (а) и общего удлинения ϵ (б) стали У7, квазигидроэкструдированной при 77 (1) и 300 К (2) от степени деформации при БКД. Зависимость микротвердости этой же стали от температуры изохронного (30 мин) отжига после БКД при 77 К (1), после квазигидроэкструдирования при 300 К (2), сталь в состоянии поставки (3) (в) [53].

структуру стали, но и обнаружили, что ее пластические характеристики практически не снижаются с понижением температуры экструдирования (рис. 38(а), (б)) [53]. Понижение температуры экструдирования не сказалось и на термоустойчивости стали. В итоге оказалось возможным получить существенный рост механических характеристик в том же диапазоне температур, в котором работоспособна сталь в исходном состоянии (рис. 38(в)).

3.3. БКД сплава PE-16 (нимоник)

Возможность получения термоустойчивого упрочнения барокриодеформированием была проверена на сплаве PE-16 (нимоник), предназначенном для изделий, работающих при высоких (до 1000 К) температурах. Устойчивость его структуры обеспечивается наличием большого количества равномерно распределенных включений твердой фазы, представляющих собой близкие к сферическим образования с размерами порядка 10 нм, причем в среднем расстояния между ними составляют 10–20 нм (рис. 39) [54]. Заготовки из этого сплава были подвергнуты БКД при 77 К на две степени — 19 и 41%. Обнаружилось, что БКД позволило значительно повысить прочностные характеристики сплава, обеспечить более чем полуторакратный рост предела текучести

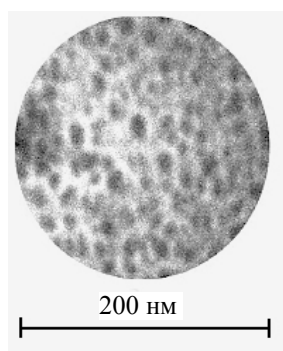


Рис. 39. Структура сплава PE-16, полученная с помощью низковольтной автоионной микроскопии [54].

(см. табл. 3) в области рабочих температур, т.е. без потери термоустойчивости [55]. Было высказано предположение, что если принять во внимание размеры включений и среднюю величину расстояний между ними, можно предположить, что именно образуемая ими подсистема играет роль границ раздела высокой плотности, устойчивых при высоких температурах, которая препятствует как возникновению новых линейных дефектов, ответственных за протекание пластической деформации, так и движению уже имеющихся.

Таблица 3. Прочностные характеристики (предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности σ_u) сплава PE-16, подвергнутого БКД при 77 К (в МПа). Температуры испытаний 300 и 1073 К

	$T = 300 \text{ K}$		$T = 1073 \text{ K}$	
	$\sigma_{0,2}$	σ_u	$\sigma_{0,2}$	σ_u
Исх. сост.	490	870	285	480
БКД 19%	940	1030	450	510
БКД 41%	1160	1200	480	540

Приведенные выше результаты позволяют сделать вывод о возможности понижением температуры деформирования, если оно проводится в условиях приложения значительных сил всестороннего сжатия, добиться более высокопрочного состояния металла при повышенных температурах по сравнению с тем уровнем, который достигается в случае деформирования этого металла при комнатной либо повышенных температурах.

4. Частный и общий случаи барокриодеформирования

4.1. Гидроэкструзия с противодавлением как предпосылка для общего случая БКД. Реализация общего случая БКД на труднодеформируемых металлах

Экструдирование меди, никеля, стали в описанных выше экспериментах осуществлялось по схеме, приведенной на рис. 10(а), т.е. металл продавливался через матрицу за счет квазигидростатического давления, соз-

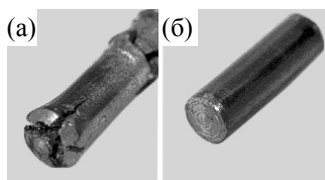


Рис. 40. БКД при 77 К углеродистой стали ст50: без приложения противодействия (а), с противодействием (б).

даваемого в передающей давление среде при приложении усилий к плунжеру. По мере роста этих усилий давление, прилагаемое к размещенному в канале телу, растет вплоть до момента, когда напряжения, создаваемые в этом теле в области, где оно упирается в матрицу, достигают уровня предела текучести. Объект начинает продавливаться сквозь матрицу, давление в канале, обеспечивающее это продавливание, однозначно определяется напряжением течения деформируемого тела.

В случае низкопластичных металлов, характеризующихся некоторым «порогом пластичности» (см. рис. 6), попытки их экструдирования по этой схеме приводят к неудовлетворительным результатам (рис. 40(а), рис. 41(а)).

Согласно зависимостям 3 и 4, приведенным на рис. 6, до начала продавливания объекта через матрицу необходимо давление в рабочем канале поднять до уровня, превышающего упомянутое пороговое давление. Для этого к рабочей камере присоединяется камера противодействия (рис. 10(б)). Способы обеспечения давления в этой камере различны, но появляется возможность управлять уровнем давления в рабочей камере, прикладываемым к заготовке до начала ее деформирования, так как процесс экструдирования начнется только тогда, когда разница в давлениях в верхней и нижней камерах достигнет уровня, способного заставить материал продавливаться через матрицу (т.е. практически напряжений, соответствующих пределу текучести материала). Процедура это происходит следующим образом: сначала давление поднимается одновременно в обеих камерах, затем подъем давления в камере противодействия



Рис. 41. БКД при 77 К гафния: без приложения противодействия (а), с противодействием (б).

прекращают, продолжая повышать его только в рабочей камере. При достижении определенного уровня разницы давлений в этих камерах, определяемого прочностными характеристиками заготовки, эта заготовка начинает пропрессовываться через матрицу, причем имеет место пластическое деформирование (рис. 40(б), рис. 41(б)). Резюме следующее: по схеме, представленной на рис. 10(а), давление, действующее на заготовку перед началом ее продавливания, однозначно определяется пределом текучести деформируемого материала; по второй схеме для пропрессовывания заготовки надо обеспечить необходимую *разницу* в давлениях между камерами, а абсолютной величиной давления в рабочей камере, от чего зависит преодоление порога пластичности, по этой схеме можно управлять. Поэтому экструдирование по первой и второй схемам именуется как частный и общий случаи барокриодеформирования [34].

4.2. БКД (общий случай) стали X18H10T как путь достижения высокого упрочнения малыми пластическими деформациями

Эффективность применения общего случая барокриодеформирования для низкопластичных материалов хорошо иллюстрируют рис. 39 и 40, но и при работе с достаточно пластичными металлами и сплавами общий случай БКД оказался полезен. Ярким примером служит приложение сил противодействия при осуществлении БКД описанной выше стали X18H10T.

Результаты, полученные при барокриодеформировании этой стали, показали, с одной стороны, возможность достижения высокого упрочнения материала при незначительных степенях деформации, с другой, — проявили, условно говоря, «нелинейный характер» фактора приложения сил противодействия при осуществлении барокриодеформирования. Таким образом, если при малых степенях деформации обнаруживается значительная добавка к тому уровню упрочнения, который имеет место без приложения противодействия, то с ростом степени деформации при экструдировании эта добавка уменьшается и вовсе пропадает при степенях деформации 35–40% (рис. 42) [56].

Как показали электронно-микроскопические исследования, при БКД с противодействием стали X18H10T на степени деформации в 10–15% наблюдается практически полный мартенситный переход, причем микроструктура отличается очень высокой дисперсностью. Скорее всего, именно старение этого мартенсита при нагревах до 450–470 °С определяло повышение предела текучести этой стали при испытаниях на растяжение при $T = 300$ К до 2,4–2,5 ГПа. Обращает на себя внимание то, насколько невелика при этом была истинная деформация экструдированием ($\epsilon \sim 0,15$), что никак не позволяет осуществленное деформирование называть интенсивной пластической деформацией.

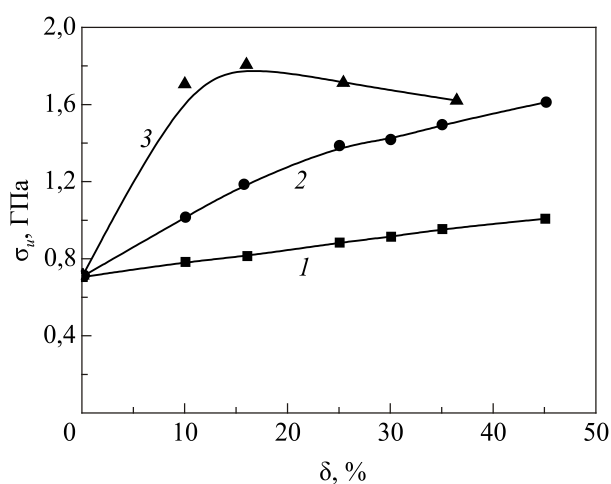


Рис. 42. Прочность стали X18H10T, квазигидроэкструдированной при T , К: 300 (1), 77 (2); при 77 К с приложением противодавления (3) [56].

Столь значительные изменения свойств при БКД с противодавлением аустенитной в исходном состоянии стали X18H10T прежде всего связаны с имеющим место при таком деформировании фазовым переходом аустенита в мартенсит. А высокая дисперсность образовавшегося мартенсита при состаривании в оптимальной области температур обеспечила достижение высоких прочностных характеристик.

Сопоставляя зависимости 2 и 3 (рис. 42), надо напомнить, что процесс экструдирования определяется только разностью давлений в верхней и нижней камерах и не зависит от абсолютного значения этих давлений. Столь значительная роль повышения уровня сжимающих напряжений, определяемых приложением противодавления, что наблюдается при относительно небольших (до 35–40%) деформациях экструдированием (рис. 42), не имеет объяснения на настоящий момент. Тем не менее подход, использованный в рассмотренной ниже работе [57], для ответа на этот вопрос может оказаться полезным.

4.3. Особенности структурообразования при БКД стали X18H10T

Приложение сил всестороннего сжатия, что имеет место при БКД, должно тормозить энергетически невыгодный переход аустенита в мартенсит, имеющий меньшую плотность, чем аустенит. Тем не менее, как показано выше, в действительности происходит обратное.

В работе [57] было высказано предположение, что описанное противоречие можно объяснить двустадийностью мартенситного превращения в претерпевающей БКД стали. При прохождении матрицы происходит частичный γ - α переход, допускаемый уровнем давления, при котором происходит процесс прессования. По окончании этого процесса, когда экструдат уже не испытывает всестороннего сжатия, но еще находится при

криогенной температуре (температуре осуществления БКД), γ - α переход продолжается, но он уже не является деформационным, а определяется криогенной температурой, активирующей мартенситный переход в материале, находящемся после прессования в высоконапряженном состоянии.

Для подтверждения высказанного предположения были проведены эксперименты, использующие возможности общего случая БКД (рис. 43).

Напомним, что особенностью общего случая БКД является то, что экструдат после прохождения матрицы оказывается не при обычном атмосферном давлении, а поступает в камеру противодавления, т.е. продавливание реализуется за счет разницы давлений в верхней и нижней камерах (см. рис. 10(б)).

Заготовки из стали X18H10T были подвергнуты барокриодеформированию при 77 К по двум режимам. Первый предусматривал обычную процедуру: полную разгрузку устройства сразу после окончания процесса экструдирования, следовательно, после полного прохождения матрицы экструдатом, продавливаемым из рабочей камеры в камеру противодавления (рис. 43, стрелка 1). Экструдат в отсутствие сил всестороннего сжатия отеплялся до комнатной температуры.

При втором режиме после попадания экструдата в камеру противодавления пресс не разгружали, так что на экструдат продолжали действовать силы всестороннего сжатия, которые имели место при поступлении экструдата из рабочей камеры в камеру противодавления (рис. 43, стрелка 2). Из криостата удаляли охлаждающую жидкость (жидкий азот), и отепление экструзионного блока до комнатной температуры происходило при сохранении давления в камере противодавления, где находился выдавленный экструдат.

Рентгенографические исследования (рис. 44) выявили разницу в фазовом составе стали X18H10T после обработки по режимам 1 и 2. Материал, деформиро-

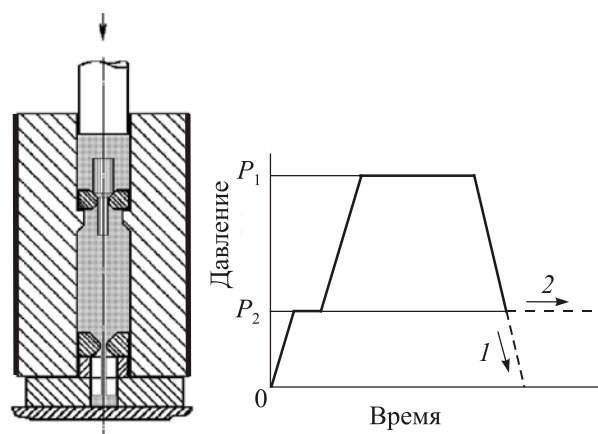


Рис. 43. Экструзионный узел и диаграмма уровня давления в его камерах. P_1 — давление в рабочей камере при экструдировании; P_2 — давление в камере противодавления при экструдировании (1-й режим — стрелка 1; 2-й режим — стрелка 2).

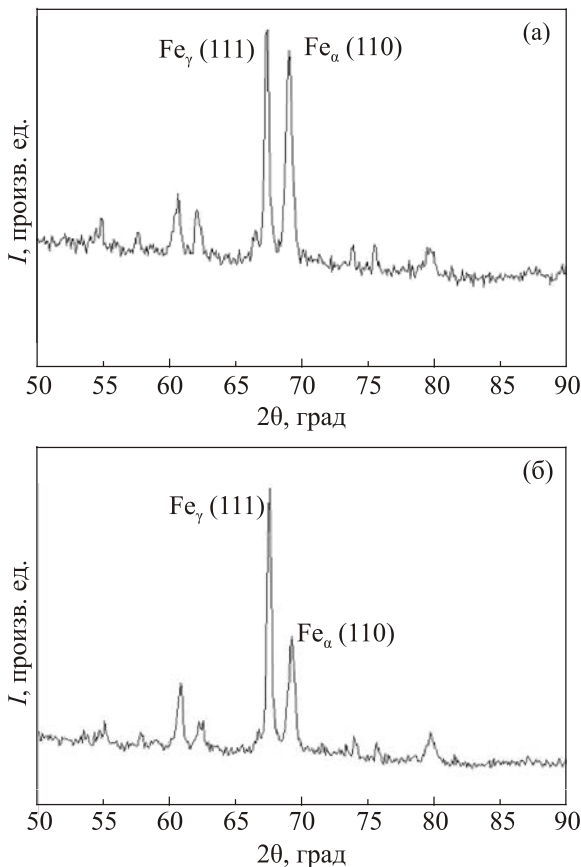


Рис. 44. Фазовый состав стали X18N10T, претерпевшей обработку по режиму 1 (со снятием нагрузки сразу после окончания экструдирования) (а), и по режиму 2 (с выдержкой под давлением при отеплении до комнатной температуры) (б) [57].

ванный по второму режиму (с отеплением экструдата под давлением), обнаружил значительно меньшую концентрацию мартенситной фазы (рис. 44(б)), чем деформированный по первому режиму (когда экструдат полностью переставал испытывать внешнее давление после прохождения матрицы) (рис. 44(а)). Это подтвердило предположение о двухстадийности мартенситного превращения при БКД стали X18N10T.

5. Место БКД при реализации комбинированных методов деформационного воздействия на металлы

В настоящее время уделяется большое внимание комбинированию различных способов пластической деформации как предпосылке получения свойств, недостижимых при использовании этих способов индивидуально. В частности, результаты этих исследований приведены в упоминавшихся выше работах [36,37], где объектом исследования был как технически чистый титан ВТ1-0, так и иодидный титан после электронно-лучевой переплавки.

В 2015 г. был получен патент Украины еще на один вариант комбинированного деформационного воздействия на титановый сплав [58]. Предварительно подверг-

нутый всесторонней изотермической ковке [4] сплав ВТ6 затем барокриодеформировали при 77 К в диапазоне степеней деформации 8–20%, что приводило как к некоторому дополнительному измельчению структуры, так и росту предела текучести материала на 15–20% без ухудшения пластических характеристик.

В последние годы большое внимание уделяется исследованию свойств сплава CuCrZr, что связано с перспективами его использования в различных элементах ИТЭР. Особое внимание уделяется поискам возможностей улучшения его физических характеристик, для чего привлекают, в частности, методы интенсивной пластической деформации (ИПД) и их комбинаций.

Выяснилось, что БКД позволяет как увеличить дисперсность материала, так и существенно повысить его механические характеристики при незначительном снижении электропроводности, что свидетельствует, по мнению авторов, о перспективности материала, получаемого сочетанием РКУП и БКД [59].

Необходимо обратить внимание на то, что при реализации описанных выше комбинированных методов воздействия на металлы и сплавы барокриодеформирование должно применяться на последней, заключительной стадии. Ранее было убедительно показано, например, в случае докатки при комнатной температуре металла, подвергнутого перед этим криопротатке [60], что плотность дефектов, достигнутая при низкотемпературном деформировании, снижается, если металл затем деформировать при более высокой температуре. Естественно, это приводит и к снижению прочностных характеристик металла. Если же деформирование осуществляется при одной и той же температуре, то выполнение условия применения БКД лишь как завершающей операции не обязательно, что хорошо демонстрируют описанные ниже эксперименты с высокоэнтропийным сплавом CoCrFeMnNi.

Упомянутый ранее метод разнонаправленной деформации (осадка–выдавливание) показал высокую эффективность как способ достижения в металле высокой дисперсности структуры [5]. Традиционно он осуществлялся при комнатной или повышенных температурах. Но, используя фактор достаточно высокой пластичности высокоэнтропийных сплавов при низких температурах, была предпринята попытка скомбинировать РНД и БКД при 77 К [61].

Заготовка из сплава эквиатомного состава CoCrFeMnNi (сплав Кантора) была подвергнута БКД при 77 К на 22%. Полученный экструдат был осажен, степень деформации на сжатие составила при этом также около 22%. Полученный в результате цилиндр был повторно подвергнут БКД при 77 К по прежней схеме и повторно осажен также при 77 К. На рис. 45 видно, как при этом менялась микротвердость сплава, измеренная на таблетках, вырезанных в поперечном сечении.

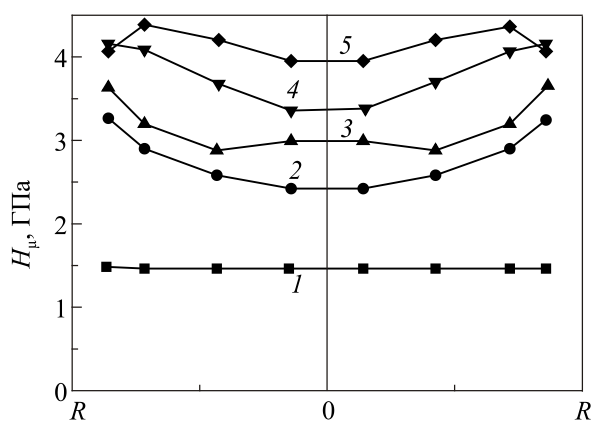


Рис. 45. Изменение микротвердости сплава при осуществлении осадки–выдавливании при 77 К. Исходное состояние (1), выдавливание (БКД) (2), осадка (3). Повторное выдавливание (БКД) (4), повторная осадка (5). Степень деформации при каждой операции 22–24% [61].

Неравномерность значений микротвердости по сечению объясняется тем, что таблетки для ее определения вырезались вблизи концов экструдата, где деформация недостаточно однородна. Важным итогом оказалась возможность не только добиться значительного упрочнения материала (рост микротвердости почти в три раза), но и выполнить это небольшими ступенями, деформируя на каждом шаге на небольшую (22–24%) степень, т.е. снимается необходимость использования мощных устройств, обеспечивающих приложение больших усилий.

6. Устройства для барокриодеформирования и особенности их применения

Кроме естественного при низкотемпературных исследованиях использования сосудов Дьюара в устройствах для БКД, требовалась еще и передача усилий большой величины к деформационному узлу, размещаемому в хладагенте в этом сосуде Дьюара. Схема одного из первых низкотемпературных экструзионных устройств, выполненного как одно целое с гидросиловым агрегатом, так называемого реверсивного типа с опорной трубой (колонкой) и расположенным внутри нее подвижным штоком в виде трубы, снабженной днищем, на котором размещается экструзионная камера высокого давления, приведена на рис. 46 [62]. Плунжер гидросилового агрегата тянет вверх этот шток, что заставляет камеру высокого давления надвигаться на неподвижный пуансон. Это и определяет подъем давления в камере.

Но в дальнейшем разрабатывались и использовались устройства иного типа — низкотемпературные экструзионные приставки, позволявшие в качестве силовых устройств использовать серийные промышленные прессы (рис. 47 и рис. 48) [63–65].

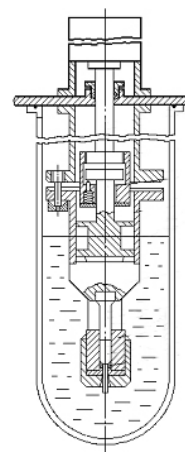


Рис. 46. Схема устройства для барокриодеформирования, выполненная как одно целое с гидросиловым агрегатом [62].

Особенностью этих приставок является конструкция сосуда Дьюара специального типа с подпружиненным внешним днищем, что позволяет днищам сосуда смыкаться при приложении к приставке усилий пресса. Как только процесс экструдирования завершается, днища размыкаются, и сосуду Дьюара возвращаются термоизолирующие свойства.

Следует остановиться на технологических преимуществах, имеющих место при использовании в качестве передающей давление среды твердого, пластичного при криогенных температурах тела, а конкретно — индия. Его пластичность достаточно, чтобы обеспечить необходимую квазигидростатичность. В то же время его вязкость, в отличие от жидкости, настолько высока, что специальных мер по удержанию его в канале высокого давления не требуется. Следовательно, не нужны необходимые при работе с жидкостными сосудами высокого давления меры безопасности, так как при возможном разрушении контейнера твердое тело никуда не разлетается. Монтаж предназначенной к экструдированию заготовки прост. Индий используется многократно, а при необходимости для очистки переплавляется ($T = 156\text{ }^{\circ}\text{C}$).

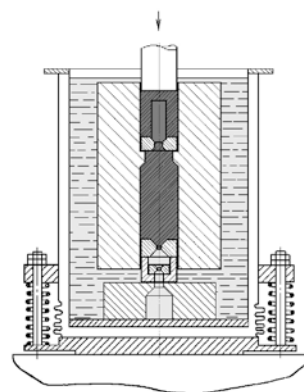


Рис. 47. Квазигидроэкструзионная приставка к прессу для работы с хладагентом, не требующим замкнутого контура (как правило, жидким азотом) [63,64].

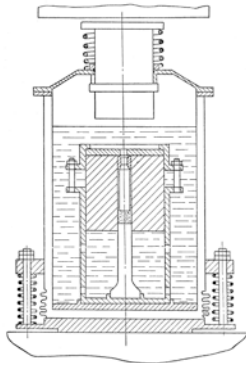


Рис. 48. Квазигидроэкструзионная приставка к прессу для работы с хладагентом, требующим наличия замкнутого контура (как правило, при работе с жидким водородом, неоном, гелием) [65].

На рис. 47 приведена схема приставки с камерой противодействия, что позволяет создавать противодействие при осуществлении БКД. Ранее для создания давления в нижней камере (камере противодействия) использовали эффект дросселирования индия через размещенную на дне фильеру или группы фильер, но в настоящее время, как правило, в эту камеру противодействия закладывается вспомогательная заготовка (например, из ст3), которую упирают в размещенную на дне камеры противодействия матрицу. При достижении определенного уровня давления в среде, заполняющей эту камеру, вспомогательная заготовка начинает продавливаться через матрицу. Подбором соотношения размеров этой заготовки и очка матрицы обеспечивается достижение заданного уровня противодействия.

Заключение

Некоторые работы, имеющие связь с направлением, о котором идет речь, не вписывались в определенную содержание обзора структуру. Это, в частности, и установка для ударных испытаний, использующая в качестве накопителя энергии индий, сжимаемый до давлений высокого уровня, и обнаруженное снижение скорости кристаллизации аморфного металлического сплава после пребывания в условиях всестороннего сжатия в устройстве для барокриодеформирования. Но в целом приведенная информация позволяет сделать несколько выводов, как определяющих место БКД в «Мире деформирования», так и касающихся особенностей криодеформирования.

Приведенные результаты свидетельствуют, что в ряде случаев в стремлении добиваться максимального диспергирования микроstructures стоит ориентироваться не только, и даже не столько на поиски *новых видов геометрии*, приемов деформирования, как на *условия* деформирования, которые оказываются определяющими в вопросах достижения высокой дисперсности микроstructures, упрочнения металла. Например, осуществление дефор-

мирования при одновременно имеющем место глубоком охлаждении и наличии всестороннего сжатия позволяет малыми деформациями получить столь высокую прочность нержавеющей стали, которая известными методами ИПД при комнатной температуре не достигается. Вопреки сложившимся представлениям оказывается возможным понижением температуры деформирования при наличии больших сил всестороннего сжатия получить более высокопрочное состояние при повышенных температурах, чем после деформирования в нормальных условиях. Используя высокую однородность дефектной высокодисперсной структуры, получаемой при БКД, можно получать рекристаллизованную равномерную мелкозернистую структуру, обеспечивающую металлу высокий предел текучести за счет развитых границ при высокой пластичности из-за совершенства рекристаллизованного мелкого зерна. Необходимо отметить, что при анализе структуры и свойств металлов, претерпевших криодеформирование, необходим учет неминуемого последеформационного нагрева объекта, что имеет место при отеплении его до комнатной температуры.

Сегодня трудно предвидеть, какой эффект можно ожидать, осуществляя криодеформирование при все более высоких давлениях, используя возможности приложения противодействия. Сейчас еще многие полученные результаты не имеют объяснения, но у этого направления есть мощный потенциал, который представляется разумным реализовать.

1. V.M. Segal, *Mater. Sci. Eng. A* **197**, 157 (1995).
2. Р.З. Валиев, И.В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*, Логос, Москва (2000).
3. Y. Beygelzimer, *Mech. Mater.* **37**, 753 (2005).
4. R.R. Mulyukov, R.M. Imayev, and A.A. Nazarov, *J. Mater. Sci.* **43**, 1993 (2008).
5. O.V. Chernyi, G.E. Storozhilov, N.F. Andrievskaya, V.O. Picheva, Ya.D. Starodubov, O.I. Volchok, L.A. Chirkina, M.B. Lazareva, and V.S. Okovit, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **15**, 3502 (2005).
6. И.А. Гиндин, М.Б. Лазарева, В.П. Лебедев, Я.Д. Стародубов, В.М. Мацевитый, В.И. Хоткевич, *ФММ* **24**, 347 (1967).
7. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Moskalenko, *ФНТ* **35**, 1160 (2009) [*Low Temp. Phys.* **35**, 905 (2009)].
8. П. Бриджмен, *Исследования больших пластических деформаций и разрыва*, ИЛ, Москва (1955).
9. Б.И. Береснев, Е.В. Трушин, *Процесс гидроэкструзии*, Наука, Москва (1976).
10. А.В. Возняк, Ю.В. Возняк, С.В. Прохоренко, Л.А. Новокшенова, В.Г. Гринев, Е.В. Кувардина, П.С. Диденко, В.Г. Крашенинников, *ФТВД* **23**, 92 (2013).
11. P. A. Khaimovich, *Metal Nanostructuring through Cryodeformation under All-Round Compression*, in:

- Handbook of Mechanical Nanostructuring* M. Aliofkhaezaei (ed.), Wiley-VCH, Weinheim, Germany (2015), ch. 18.
12. В.П. Пилюгин Т.М. Гапонцева Т.И. Чашухина Л.М. Воронова, Л.И. Щинова, М.В. Дегтярев, *ФММ* **105**, 438 (2008).
 13. Н.А. Кругликов, Б.И. Каменецкий, А.Ю. Волков, Р.В. Саврай, А.М. Власова, *Материалы XIX Петербургских чтений по проблемам прочности, 13–15 апреля*, Санкт-Петербург (2010), с. 226.
 14. П.А. Хаймович. *На пути к барокриодеформированию*, в кн.: *Перспективные материалы*, ТГУ, МИСиС, Тольятти, Москва (2009), т. 3, с. 363.
 15. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, М.П. Старолат, П.А. Хаймович, *ФММ* **40**, 403 (1975).
 16. И.А. Гиндин, М.Б. Лазарева, В.П. Лебедев, Я.Д. Стародубов, *ФММ* **23**, 138 (1967).
 17. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, М.П. Старолат, П.А. Хаймович, *ФММ* **48**, 1004 (1979).
 18. П.А. Хаймович, *Известия ВУЗов, Сер. Физика* **11**, 13 (2007).
 19. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович, *Металлофизика* **8**, 69 (1986).
 20. П.А. Хаймович, *Вісник ХНУ ім. Каразіна., Сер. Фізика* **9**, №739, 130 (2006).
 21. И.А. Гиндин, В.К. Аксенов, И.Ф. Борисова, Я.Д. Стародубов, *ФММ* **39**, 88 (1975).
 22. А.В. Мац, П.А. Хаймович, *ФТВД* **19**, 69 (2009).
 23. С.Б. Рожкова, А.Л. Осинцева, *МиТОМ* **2**, 63 (1975).
 24. Ю.Н. Гойхенберг, М.М. Штейнберг, Д.А. Мирзаев, М.А. Смирнов, *Авт. свид.-во СССР*, 427069 (1971).
 25. П.А. Хаймович, *Патент Украины*, №79726 (2007).
 26. I.M. Neklyudov, O.M. Morozov, V.G. Kulish, V.I. Jourba, P.A. Khaimovich, and A.G. Galitskiy, *Int. J. Hydrogen Energy* **36**, 1192 (2011).
 27. В.В. Брык, И.М. Неклюдов, В.И. Соколенко, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович, *Металлофизика и новейшие технологии* **27**, 551 (2005).
 28. Е.В. Черняева, А.М. Полянский, В.А. Полянский, П.А. Хаймович, Ю.А. Яковлев, Д.Л. Мерсон, *ЖТФ* **80**, 143 (2010).
 29. П.А. Хаймович, Е.В. Черняева, Н.А. Шульгин, *Материалы VIII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов»*, 27–31 октября, Черноголовка (2014), с. 164.
 30. А.В. Мац, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович, *ВАНТ, Сер. Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники* **1**, 161 (2002).
 31. Т.Т. Могильникова, П.А. Хаймович, Е.Г. Замлер, *ВАНТ* **5**, 104 (2013).
 32. В.М. Ажажа, И.М. Неклюдов, А.Н. Великодный, М.А. Тихоновский, А.В. Кузьмин, А.И. Пикалов, Т.Ю. Рудычев, А.А. Ефимов, П.А. Хаймович, *Материалы Международной конференции*, 9–12 сентября, Алушта (2008), с. 144.
 33. Э.Н. Метолити, В.И. Соколенко, П.А. Хаймович, *ВАНТ* **4**, 59 (2011).
 34. П.А. Хаймович, *ФТВД* **23**, 56 (2012).
 35. В.С. Оковит, М.Б. Лазарева, П.А. Хаймович, Л.А. Чиркина, А.С. Булатов, В.В. Калиновский, В.И. Соколенко, К.В. Ковтун, В.Ф. Долженко, Р.В. Ажажа, *Вестник ХНУ, Сер. Физика*, №794, вып.1/37, 63 (2008).
 36. М.А. Тихоновский, П.А. Хаймович, К.В. Кутный, И.Ф. Кисляк, В.С. Оковит, Т.Ю. Рудычева, *ФНТ* **39**, 1261 (2013) [*Low Temp. Phys.* **39**, 983 (2013)].
 37. Е. Табачникова, А. Подольский, С. Смирнов, М. Бидыло, В. Бенгус, В. Нацик, М. Тихоновский, П. Хаймович, И. Борисова, Н. Даниленко, С. Фирстов, И. Александров, Р. Валиев, *Материалы 10-й Международной конференции «Высокие давления – 2008»*, 16–20 сентября, Судак (2008), с. 102.
 38. Е.Г. Замлер, В.С. Оковит, П.А. Хаймович, *Материалы Международной конференции молодых ученых*, 7–11 июня, ФТИНТ, Харьков (2010), с. 124.
 39. Е.В. Черняева, П.А. Хаймович, Н.А. Шульгин, *ФММ* **115**, 1 (2014).
 40. В.В. Калиновский, Л.А. Чиркина, М.Б. Лазарева, В.С. Оковит, В.И. Соколенко, П.А. Хаймович, А.В. Мац, *ФТВД* **23**, 103 (2013).
 41. Е.В. Черняева, П.А. Хаймович, А.М. Полянский, В.А. Полянский, Д.Л. Мерсон, Е.Г. Замлер, Ю.А. Яковлев, *ЖТФ* **81**, 131 (2011).
 42. Е.В. Черняева, А.М. Полянский, В.А. Полянский, П.А. Хаймович, Ю.А. Яковлев, *ЖТФ* **83**, 144 (2013).
 43. П.А. Хаймович, Е.В. Черняева, Н.А. Шульгин, *ВАНТ* **5(99)**, 105 (2015).
 44. П.А. Хаймович, А.М. Полянский, В.А. Полянский, Е.В. Черняева, Н.А. Шульгин, *Материалы VIII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов»*, 27–31 октября, Черноголовка (2014), с. 163.
 45. Е.Г. Замлер, М.Б. Лазарева, В.С. Оковит, П.А. Хаймович, *Материалы Международной конференции «Актуальные проблемы прочности – 51»*, 16–20 мая, Харьков (2011), с. 173.
 46. Е.В. Черняева, П.А. Хаймович, Е.Г. Замлер, Д.Л. Мерсон, *Материалы V Международной школы*, 26 сентября–1 октября, Тольятти (2011), с. 111.
 47. Е.В. Черняева, П.А. Хаймович, Е.Г. Замлер, Д.Л. Мерсон, *Материалы 50 Междунар. научн. симпозиума «Актуальные проблемы прочности»*, 27 сентября–1 октября, Витебск (2010), ч. 1, с. 78.
 48. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович, в кн.: *Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства металлов*, Тула (1980).
 49. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович, *Металлофизика* **10**, 97 (1988).
 50. Л.Н. Лариков, В.Н. Днепренко, *Металлофизика*, Наукова думка, Киев, вып. 76, 44 (1979).
 51. В.К. Аксенов, И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, *УФЖ* **21**, 477 (1976).
 52. А.С. Кальченко, А.В. Мац, И.М. Неклюдов, В.И. Соколенко, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович, *Металлофизика и новейшие технологии* **27**, 585 (2005).

53. Е.Г. Замлер, В.С. Оковит, П.А. Хаймович, *Материалы XIX Петербургских чтений по проблемам прочности*, 13–15 апреля, Санкт-Петербург (2010), с. 282.
54. В.А. Ксенофонтов, Е.В. Саданов, И.М. Михайловский, О.А. Великодная, *ВАНТ* **89**, 35 (2006).
55. В.С. Оковит, П.А. Хаймович, *Материалы 47 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»*, 1–5 июля, Н. Новгород (2008), с. 98.
56. П.А. Хаймович, Черняева Е.В. *Особенности реализации барокриодеформирования металлов*, в кн.: *Перспективные материалы и технологии*, Витебск (2017), гл. 12.
57. И.А. Антошина, Е.В. Черняева, П.А. Хаймович, Н.А. Шульгин, *ФММ* **117**, 1048 (2016).
58. О.Р. Валиахметов, О.И. Волчок, Р.М. Галеев, Р.М. Имаев, В.В. Калиновский, А.В. Мац, В.С. Оковит, В.И. Соколенко, П.А. Хаймович, Н.А. Шульгин, *Патент Украины*, №108318 (2015).
59. А.И. Беляева, А.А. Галуза, П.А. Хаймович, И.В. Колонов, А.А. Савченко, С.И. Солодовченко, Н.А. Шульгин, *ФММ* **117**, 1215 (2016).
60. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, В.К. Аксенов, *Металлофизика* **2**, 49 (1980).
61. П.А. Хаймович, Н.А. Шульгин, *Материалы XIV Международного семинара «Структурные основы модифицирования материалов»*, 13–15 июня, Обнинск (2017), с. 67.
62. В.У. Асанов, И.А. Гиндин, С.Ф. Кравченко, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович, С.Я. Чеканов, В.П. Яшин, *Авт. свид-во СССР*, №846304 (1978).
63. В.У. Асанов, П.А. Хаймович, *Установка для экструзии при низких температурах*, *Авт. свид-во СССР*, №1026883 (1981).
64. В.У. Асанов, А.В. Мац, П.А. Хаймович, в сб.: *Физика и техника высоких давлений*, Наукова думка, Киев **14**, 64 (1983).
65. В.У. Асанов, А.В. Мац, П.А. Хаймович, *Авт. свид-во СССР*, №1026883 (1982).

Cryodeformation of metals under all-around compression
(Review Article)

P.A. Khaimovich

When in the 70s of the last century they began to perform low-temperature quasihydroextrusion of metals, it was not immediately realized that this was not simply an extension of the list of methods for plastic deformation of metals at cryogenic temperatures (rolling, drawing, extrusion) to which quasihydroextrusion was added. Both the structures and properties obtained, as well as the peculiarities of the implementation of such deformation, indicated that there was entry into a new area of plastic deformation, a feature of which, in contrast to the known, is the simultaneous presence of two conditions — cryogenic temperatures and all-round compression. Each of these conditions determines its "contribution" to the formation of the structure formed under such a deformation, and, consequently, in the complex of properties acquired. The process of barocryodeforming (as it is now called) until recently continued to be carried out only where it was born, at the Kharkov Institute of Physics and Technology, but the objects were studied in many laboratories in Ukraine and abroad. The purpose of the proposed generalization of the results of these studies is to draw attention to a new, promising direction in materials science.

PACS: 62.20.F– Deformation and plasticity.

Keywords: cryodeformation, all-around compression, quasihydroextrusion, plastic deformation.