

Термическое „разупрочнение“ и „упрочнение“ титана и его сплава при высоких скоростях ударно-волнового деформирования

© Г.И. Канель, С.В. Разоренов, Е.Б. Зарецкий, Б. Херрман, Л. Майер

Институт теплофизики экстремальных состояний Объединенного института высоких температур Российской академии наук, 127412 Москва, Россия

E-mail: kanel@ficp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 6 августа 2002 г.)

Приведены результаты исследований влияния температуры испытаний на значения динамических пределов текучести и прочности высокоочищенного титана, технического титана и $\alpha + \beta$ сплава Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo-Si при субмикросекундных длительностях ударно-волнового нагружения. Обнаружено аномальное возрастание динамического предела текучести с нагревом для высокоочищенного титана, в то время как поведение технического титана и сплава подобно тому, что имеет место в обычных условиях. Динамическая прочность оказалась гораздо менее чувствительной к составу и структуре сплава и температуре испытаний, чем предел текучести. Измерения подтвердили протекание полиморфного превращения при ударном сжатии чистого титана, хотя значение давления превращения и его зависимость от температуры отличаются от известных данных.

Работа выполнена в рамках проекта Российского фонда фундаментальных исследований № 00-02-17604 и комплексной программы РАН „Физика и химия экстремальных состояний вещества“.

Известно, что сопротивление деформированию кристаллических твердых тел возрастает с увеличением скорости нагружения. Для многих металлов эта зависимость резко усиливается с превышением скорости деформирования $\sim 10^3 - 10^4 \text{ s}^{-1}$, что интерпретируется как следствие изменения механизма движения дислокаций [1]: при большой скорости деформирования действующие напряжения оказываются достаточно высокими, чтобы преодолеть препятствия без дополнительного вклада тепловых флуктуаций. При этом доминирующим механизмом торможения дислокаций становится фоновое трение.

Исследования механических свойств материалов в субмикросекундном диапазоне длительностей воздействия при скоростях деформирования $> 10^4 \text{ s}^{-1}$ проводятся путем изучения волн сжатия и разрежения. Измерения основываются на том факте, что структура волн и динамика волновых взаимодействий определяются, помимо термодинамического уравнения состояния вещества, процессами упругопластического деформирования и разрушения в материале [2]. Недавние измерения сопротивления деформированию и разрушению монокристаллического алюминия в условиях ударно-волнового нагружения [3,4] обнаружили аномальное возрастание предела текучести с температурой при скорости деформирования порядка 10^6 s^{-1} и более. Эта аномалия интерпретирована как свидетельство изменения основного механизма торможения дислокаций. Остается, однако, неясным, является ли аномальное возрастание динамического предела текучести с увеличением температуры свойством только чистого алюминия, или это явление имеет достаточно общий характер.

В этой связи представляет интерес проверить, подобно ли поведение высокопрочных сплавов, в частности сплавов титана, поведению чистых металлов с низким

пределом текучести. Интерес к исследованию титановых сплавов связан также с тем, что при высокоскоростном нагружении они имеют склонность к локализации деформации с образованием так называемых полос адиабатического сдвига. Существующие теории адиабатического сдвига основаны на сопоставлении конкурирующих вкладов деформационного упрочнения и термического разупрочнения в сопротивление пластическому деформированию в адиабатических условиях [5]. Изменение знака температурной зависимости предела текучести при очень высоких скоростях деформирования должно ограничивать область реализации этого механизма.

В данной работе сопоставляются результаты исследований влияния температуры испытаний на значения динамических пределов текучести и прочности чистого титана, технического титана и опубликованные ранее [6] данные для $\alpha + \beta$ сплава Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo-Si (Ti-6-22-22S) при субмикросекундных длительностях ударно-волнового нагружения.

1. Условия испытаний и материалы

Эксперименты проведены с образцами толщиной от 2 до 2.3 mm, в которых ударом пластины возбуждались плоские волны сжатия. Для метания пластин-ударников из алюминия, титана или меди толщиной 0.4–1.0 mm со скоростью 0.4–0.66 km/s использовались взрывные устройства [2] и легкогазовые ствольные установки [7]. Давление ударного сжатия в обсуждаемых экспериментах составляло 4.5–6.5 GPa. В экспериментах регистрировались профили скорости движения свободных тыльных поверхностей образцов, для чего применялись лазерные доплеровские интерферометрические измерители скорости VISAR [8]. Полоса пропускаемых частот

измерительного тракта была не уже чем 0–350 МГц. Для регистрации выходных сигналов измерителей скорости использовались цифровые осциллографы; интервалы времени между точками осциллограмм составляли 0.4 или 2.0 нс.

Измерения проводились при комнатной и повышенной (до 405–465°C) температурах. Нагрев образцов осуществлялся с помощью резистивных нихромовых нагревателей. Мощность нагревателей позволяла достичь желаемой температуры в течение не более чем 10 минут. Температура непрерывно контролировалась с точностью $\pm 5^\circ\text{C}$ термопарой хромель-алюмель, установленной на тыльной поверхности образца вблизи точки регистрации ударно-волнового процесса.

Образцы титана с чистотой 99.99% вырезались из стержня диаметром 23 мм, изготовленного методом электронно-лучевой бестигельной зонной плавки [9]. Средний размер зерен в поликристаллических образцах составлял около 1 мм.

Технический титан содержал (в процентах по массе): O_2 — 0.15, Fe — 0.10, Cr — 0.018, Ni — 0.015, C — 0.016, Al < 0.02, Cu, Zr, V, Mn < 0.01 каждый. Измеренная плотность материала составила 4.53 g/cm^3 , измеренная продольная скорость звука в нем $c_l = 6.195 \pm 0.005 \text{ km/s}$, сдвиговая скорость звука в плоскости образца (перпендикулярно направлению нагружения) $c_s = 3.26 \pm 0.01 \text{ km/s}$. Образцы вырезались из прокатанного листа соответствующей толщины и не подвергались какой-либо дополнительной термообработке. Дифракционный анализ показал высокую степень текстурированности материала с преимущественной ориентацией базовой плоскости параллельно плоскости образцов. Кристаллическая структура технического титана, как и высокочистого материала, соответствовала α -фазе при среднем размере зерна $22 \mu\text{m}$.

Сплав Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo-Si (Ti-6-22-22S) имел состав (в wt.%) Al — 5.75, Sn — 1.96, Zr — 1.99, Mo — 2.15, Cr — 2.10, Si — 0.13, Fe — 0.04, O — 0.082, N — 0.006, C — 0.009. Его структура после термообработки представляет собой глобулы α -фазы, окруженные пластинами α - и β -фаз. Измеренная плотность сплава равна 4.53 g/cm^3 , продольная скорость звука $c_l = 6.01 \pm 0.04 \text{ km/s}$, коэффициент Пуассона $\nu = 0.327$. Величина объемной скорости звука $c_b = 4.87 \text{ km/s}$.

2. Результаты измерений

На рис. 1 показаны профили скорости свободной поверхности образцов сплава Ti-6-22-22S по результатам измерений при комнатной температуре и 405°C [6]. На волновых профилях четко проявляется расщепление ударной волны на упругий предвестник с плавным нарастанием параметров за его фронтом и пластическую волну сжатия. Скачок скорости на фронте предвестника пропорционален величине динамического предела текучести материала [2]. Нарастание параметров за фронтом упругого предвестника волны сжатия в сплаве

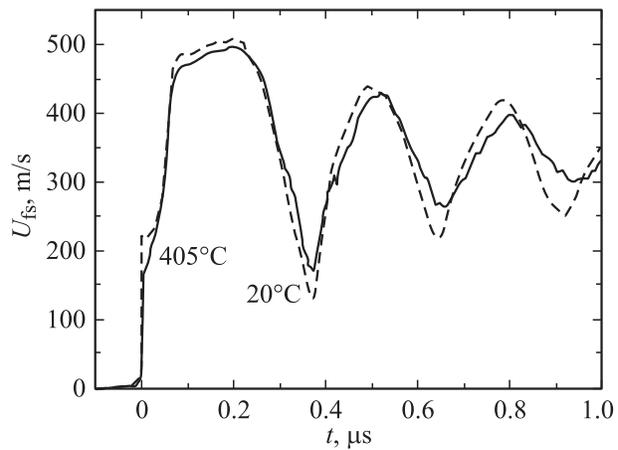


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ образцов сплава Ti-6-22-22S толщиной 2.24 мм после удара алюминиевой пластиной толщиной 0.85 мм со скоростью $670 \pm 20 \text{ m/s}$ при комнатной температуре и 405°C.

есть, вероятно, следствие деформационного упрочнения. После циркуляции волн в ударнике в образце формируется волна разрежения, выход которой на поверхность образца вызывает ее торможение. В результате отражения импульса сжатия от поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, которые инициируют его разрушение — так называемый откол. По мере развития разрушения происходит релаксация растягивающих напряжений. В результате в растянутом материале формируется волна сжатия, выход которой на поверхность образца вновь увеличивает ее скорость и формирует так называемый откольный импульс. Декремент скорости перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения — „откольный прочности“ материала. Последующие колебания скорости поверхности вызваны многократными отражениями волн внутри откольной пластины. Соответственно, период этих колебаний определяется толщиной откола и скоростью звука. Более детальное обсуждение структуры волновых профилей и динамики волновых взаимодействий в твердом теле можно найти в монографии [2].

Подобные волновые профили различаются количественно. С повышением температуры уменьшается амплитуда упругого предвестника и регистрируется более крутое нарастание параметров за его фронтом, в то время как крутизна пластической волны сжатия остается практически неизменной. Интервал времени между упругой и пластической волнами с ростом температуры несколько сокращается вследствие уменьшения модуля сдвига и, следовательно, различия скоростей распространения упругой и пластической волн. Нагрев не сопровождается качественными изменениями в поведении материала в процессе откольного разрушения.

На рис. 2 представлены результаты опытов с техническим титаном. Поведение этого материала имеет количественные и явные качественные отличия от сплава

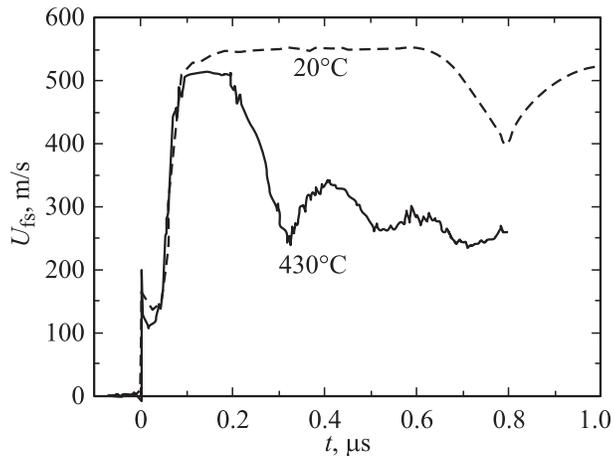


Рис. 2. Профили скорости свободной поверхности образцов технического титана при комнатной температуре и 430°C. В опыте при комнатной температуре реализован симметричный удар: ударник был изготовлен из того же материала, что и образец. Толщина ударника — 1.97 mm, толщина образца — 2.03 mm. В высокотемпературном опыте образец толщиной 1.97 mm нагружался ударом медной пластины толщиной 0.5 mm.

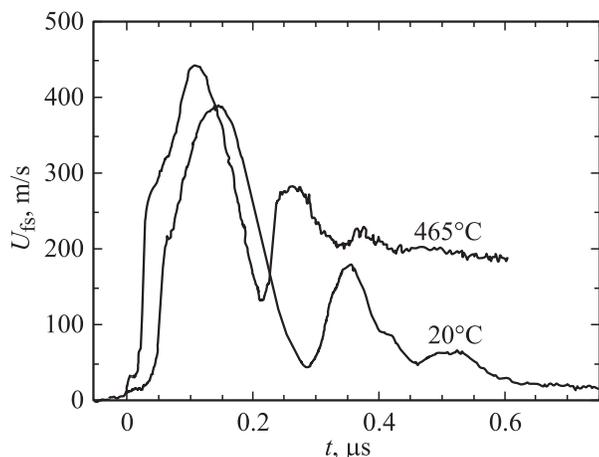


Рис. 3. Профили скорости свободной поверхности образцов высокочистого титана при комнатной температуре и 465°C. Нагружение образцов осуществлялось ударом алюминиевой пластины толщиной 0.4 mm со скоростью 640 ± 20 m/s. Толщина образцов составляла 2.07 и 2.30 mm в опытах при 20 и 465°C соответственно.

вов Ti-6-22-22S. Упругий предвестник имеет на фронте характерный пик, амплитуда которого невелика при комнатной температуре, но резко возрастает с нагревом. Заметим, что подобная форма упругих предвестников регистрировалась также в высокотемпературных опытах с монокристаллами алюминия [3,4]. Хотя значение скорости поверхности на „пике“ упругого предвестника остается высоким и даже возрастает при нагреве, в целом приведенные волновые профили демонстрируют уменьшение динамического предела текучести с ростом температуры. Откол при повышенной температуре

имеет признаки вязкого, затянутого разрушения: продолжительный период торможения откольной пластины свидетельствует об относительно длительном сохранении связи между ней и остальной частью образца. Амплитуда упругого предвестника и декремент скорости перед фронтом откольного импульса у этого материала меньше, чем у сплава Ti-6-22-22S. Металлографический и дифракционный анализ образцов после ударно-волнового воздействия при комнатной температуре выявил интенсивное двойникование и уменьшение степени текстурированности материала.

Результаты опытов с высокочистым титаном, показанные на рис. 3, наиболее интересны. В этих опытах вместо уменьшения амплитуды упругого предвестника с ростом температуры регистрируется ее аномальное возрастание. При это величина предвестника и при нормальной и при повышенной температурах значительно меньше, чем наблюдалось для сплавов. В структуре пластической волны сжатия имеет место особенность: после достижения скорости поверхности примерно 200 m/s при 20°C или ~ 270 m/s при 465°C происходит резкое замедление роста скорости поверхности. Подобная потеря устойчивости ударной волны обычно связана с аномальным возрастанием сжимаемости и характерна для материалов, претерпевающих при сжатии полиморфные превращения с уменьшением объема. Очевидно, в данном случае регистрируется известное превращение $\alpha \rightarrow \omega$ при сжатии [10]. Более подробное обсуждение превращения $\alpha \rightarrow \omega$ при ударном сжатии титана и обзор литературных данных можно найти в [2,11]. В волне разрежения не фиксируется никаких особенностей, которые можно было бы ассоциировать с обратным превращением $\omega \rightarrow \alpha$. Отметим, что в опытах с техническим титаном и сплавом явных признаков полиморфных превращений не зафиксировано ни в волнах сжатия, ни в разгрузке.

3. Анализ и интерпретация результатов измерений

На рис. 4 сопоставляются зависимости динамических пределов текучести от температуры для титана и двух его сплавов, соответствующие средним скоростям деформирования в упругопластических волнах сжатия порядка 5×10^5 s⁻¹. Значения пределов текучести Y рассчитаны по измеренным значениям напряжений за фронтом упругого предвестника $\sigma_e = \rho_0 c_1 u_{fse}/2$ по известному соотношению [2]

$$Y = 3/2 \sigma_e (1 - c_b^2/c_l^2),$$

где значения начальной плотности ρ_0 , продольной скорости звука c_l и объемной скорости звука $c_b = \sqrt{K/\rho}$ взяты с учетом их зависимостей от температуры, а величины скорости свободной поверхности за фронтом упругого предвестника u_{fse} есть результат измерений. Влияние температуры на величину c_l оценивалось на

основании зависимости модуля сдвига от температуры по данным работы [12], где приведены экспериментальное значение температурной производной модуля сдвига $\partial G/\partial T = -27 \text{ МПа/К}$ и обобщенная оценка этой величины, составляющая -23 МПа/К . Температурная производная объемного модуля сжатия K оценивалась как

$$\partial K/\partial T \approx -K\alpha(\partial K/\partial p - \Gamma),$$

где $\partial K/\partial p = 4.37$, параметр Грюнайзена $\Gamma = 1.23$, объемный коэффициент теплового расширения $\alpha = (2.9 \pm 0.4) \cdot 10^{-5} \text{ 1/К}$. Для оценки вклада нелинейной сжимаемости материала строились ударные адиабаты титана и сплавов в виде линейного соотношения между скоростью ударной волны U_s и массовой скоростью ударно-сжатого вещества u_p

$$U_s = c_b + bu_p,$$

где коэффициент b полагался равным 1.05 независимо от температуры испытаний.

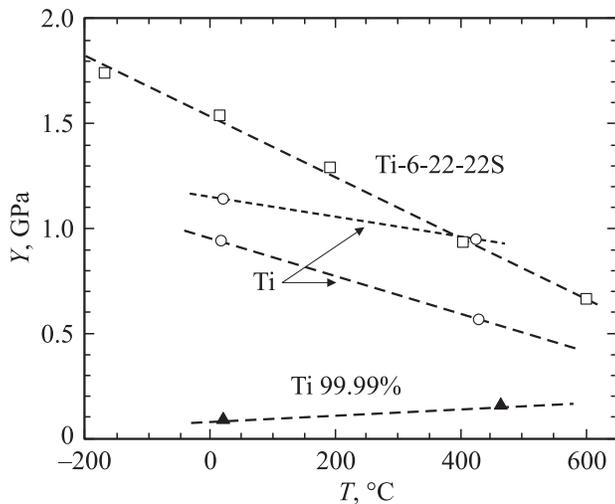


Рис. 4. Зависимость динамического предела текучести Y титана и сплава Ti-6-22-22S на фронте упругих предвестников от температуры испытаний T . Для технического титана указаны значения на „пике“ предвестника и за ним.

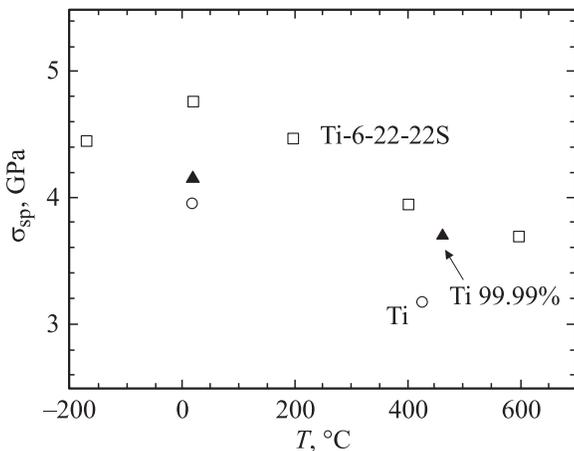


Рис. 5. Зависимость откольной прочности σ_{sp} титана и сплавов от температуры испытаний T .

На рис. 5 суммированы данные по откольной прочности титана и сплавов в зависимости от температуры испытаний. Значения откольной прочности получены из обработки измеренных профилей скорости свободной поверхности в соответствии с работой [13] с учетом нелинейности сжимаемости материалов и различия скоростей распространения фронта откольного импульса и волны разрежения перед ним. В опыте с техническим титаном при комнатной температуре импульс сжатия возбуждался ударом пластины из того же материала и практически той же толщины, что и образец, поэтому напряжения в образце не достигали значения откольной прочности. На графике показано значение откольной прочности при 20°C , полученное в опыте с образцом большей толщины (6 mm).

Из приведенных на рис. 5 данных видно, что при многократном различии величин пределов текучести значения динамической прочности на разрыв у чистого и технического титана и титанового сплава в общем близки друг к другу. Откольная прочность сплава гораздо медленнее уменьшается с ростом температуры, чем динамический предел текучести, а в случае чистого титана изменения пределов текучести и прочности с нагревом не согласуются даже по знаку.

В приближении простой волны [2] оценены значения сжимающих напряжений в точке резкого уменьшения крутизны волны сжатия в чистом титане. Эти напряжения, которые, по-видимому, характеризуют начало $\alpha \rightarrow \omega$ превращения в титане, составили 2.37 GPa при 20°C и 3.05 GPa при 465°C . Согласно фазовой диаграмме титана, полученной обобщением результатов ударно-волновых и квазистатических экспериментов [10], равновесное давление $\alpha \rightarrow \omega$ превращения при комнатной температуре составляет 2.0 GPa, а с ростом температуры давление превращения увеличивается со скоростью $dp/dT = 0.011 \text{ ГПа/К}$. При 465°C согласно фазовой диаграмме следовало бы ожидать превращения при давлении 6.7–7.0 GPa.

4. Обсуждение результатов

Известно [14], что в нормальных условиях пределы текучести и прочности титана возрастают, а пластичность падает с увеличением содержания кислорода. При концентрации кислорода около 2 at.% упрочнение более чем втрое по сравнению с бескислородным титаном. Проведенные эксперименты с высокочистым и техническим титаном подтверждают влияние кислорода на предел текучести при высоких скоростях, но не на динамический предел прочности.

Результаты измерений демонстрируют аномальное возрастание динамического предела текучести с нагревом при ударном сжатии мягкого высокочистого титана, в то время как поведение высокопрочных технического титана и сплава подобно тому, что имеет место в обычных условиях. В целом это не противоречит предположению о смене основного механизма торможения дислокаций при высоких скоростях деформирования. В чистом

металле напряжение течения невелико и сравнимо с силами фононного трения, поэтому возрастание последних с ростом температуры вносит существенный вклад в торможение носителей пластической деформации — дислокаций. В сплавах для повышения напряжения течения специально созданы многочисленные препятствия в виде включений и межфазных границ. Напряжения, необходимые для преодоления столь крупных препятствий, значительно превышают силы фононного трения. Сопоставление результатов ударно-волновых испытаний сплава Ti-6-22-22S и значений предела текучести при меньших скоростях деформирования [6] показывает, что все данные соответствуют единой логарифмической зависимости предела текучести от скорости деформирования в диапазоне 10^{-4} – 10^5 s $^{-1}$. Следовательно, термоактивационные механизмы преодоления дислокациями препятствий в высокопрочных сплавах остаются эффективными при скоростях деформирования по крайней мере до 10^6 s $^{-1}$.

Различие зависимостей напряжения высокоскоростного деформирования от температуры объясняет, почему высокопрочные сплавы более склонны к локализации деформации в полосах адиабатического сдвига, чем чистые металлы. Интересно отметить, что экстраполяция полученных зависимостей динамических пределов текучести в область более высоких температур показывает, что их пересечение должно иметь место в диапазоне 800–900°C, т.е. в области высокотемпературного превращения $\alpha \rightarrow \beta$.

Известно, что откольное разрушение при ударно-волновом нагружении твердых тел происходит путем зарождения, роста и слияния многочисленных пор. Сопротивление росту поры определяется пределом текучести и вязкостью окружающего ее материала [15]. В связи с этим не вполне ясно, почему нет согласования между температурными зависимостями динамического предела текучести и откольной прочности титана и сплавов. Вероятно, сопротивление разрушению на начальной его стадии определяется в большей степени процессами зарождения несплошностей, чем их ростом.

Проведенные измерения подтвердили протекание полиморфного превращения при ударном сжатии чистого титана, хотя значение давления превращения и его зависимость от температуры отличаются от известных данных [10]. Нужно сказать, что увеличение давления ударного сжатия [11] приводит к повышению давления (точнее, сжимающего напряжения) в точке „излома“ волны сжатия. Поскольку уменьшение объема при $\alpha \rightarrow \omega$ превращении титана составляет всего 1.2%, можно предположить, что этот фазовый переход не формирует „закрытой области“ на ударной адиабате титана, в которой имеет место потеря устойчивости ударной волны с ее расщеплением в конфигурацию двух последовательных волн сжатия, а лишь уменьшает кривизну адиабаты. При таком предположении изменение крутизны волны сжатия можно объяснить изменением вязкости материала с началом превращения.

При сопоставлении результатов опытов с высокочистым и техническим титаном нужно отметить, что известные измерения демонстрируют весьма значительный разброс значений давлений $\alpha \rightarrow \omega$ превращений в титане — от 2 до 7.5 GPa в квазистатических условиях и до 12 GPa в условиях ударно-волнового нагружения. В качестве одной из возможных причин разброса указывается влияние примесей. В частности, кислород в техническом титане является стабилизатором α -фазы [14,16] и может затруднять полиморфное превращение.

В работе [17] утверждается, что при ударно-волновом нагружении сплавов титана также происходит обратимое $\alpha \rightarrow \omega$ превращение. Наши эксперименты, как и результаты работы [18], не выявили никаких признаков протекания превращений в высокопрочных титановых сплавах при их ударном сжатии и разгрузке; впрочем, такие признаки не были надежно зафиксированы и в [16].

Список литературы

- [1] A. Kumar, R.G. Kumble. *J. Appl. Phys.* **40**, 9, 3475 (1969).
- [2] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. „Януг-К“, М. (1996). 407 с.
- [3] Г.И. Канель, С.В. Разоренов. *ФТТ* **43**, 5, 839 (2001).
- [4] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, K. Baumung, J. Singer. *J. Appl. Phys.* **90**, 1, 136 (2001).
- [5] R.F. Recht. *J. Appl. Mech., Trans. ASME* **31E**, 189 (1964).
- [6] L. Krüger, G.I. Kanel, S.V. Razorenov, L. Meyer, G.S. Bezrouchko. In: *Shock Compression of Condensed Matter — 2001* / Ed. by M.D. Furnish et al. *AIP Conference Proceedings* **620**, 1327 (2002).
- [7] S. Jacobi, E. Zaretsky, D. Shvarts. *J. de Physique IV* **10**, 805 (2000).
- [8] L.M. Barker, R.E. Hollenbach. *J. Appl. Phys.* **45**, 11, 4872 (1974).
- [9] V.G. Glebovsky, V.N. Semenov, V.V. Lomeyko. *J. Less-Common Metals* **117**, 385 (1986).
- [10] Е.Ю. Тонков. Фазовые превращения соединений при высоких давлениях. Справочник. *Металлургия*, М. (1988).
- [11] S.V. Razorenov, A.V. Utkin, G.I. Kanel, V.E. Fortov, A.S. Yarusnich, K. Baumung, H.U. Karow. *High Pressure Research* **13**, 367 (1995).
- [12] M.W. Guinan, D.J. Steinberg. *J. Phys. Chem. Solids* **35**, 1501 (1974).
- [13] Г.И. Канель. *ПМТФ* **42**, 2, 194 (2001).
- [14] У. Цвиклер. Титан и его сплавы. *Металлургия*, М. (1979). 368 с. [Пер. U. Zwicker. *Titan und Titanlegierungen*. Springer-Verlag (1974)].
- [15] J.N. Johnson. *J. Appl. Phys.* **52**, 4, 2812 (1981).
- [16] Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. МИСИС*, М. (1999). 416 с.
- [17] Yu.I. Mescheryakov, A.K. Divakov, N.I. Zhigacheva, Yu.A. Petrov. In: *Shock Compression of Condensed Matter — 1999* / Ed. by M.D. Furnish et al. *AIP Conference Proceedings* **505**, 439 (2000).
- [18] G.T. Gray III. In: *Shock Compression of Condensed Matter — 1989* / Ed. by S.C. Schmidt et al. Elsevier (1990).