

Субмикросекундная прочность алюминиевого сплава D16T при нормальной и повышенных температурах

© Г.В. Гаркушин, С.В. Разоренов, Г.И. Канель*

Институт проблем химической физики Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

* Объединенный институт высоких температур Российской академии наук,
125412 Москва, Россия

E-mail: garkushin@icp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 30 августа 2007 г.)

Представлены результаты измерений динамических пределов текучести и прочности алюминиевого сплава D16T в условиях нагружения испытуемых образцов плоскими ударными волнами субмикросекундной длительности. Температура испытаний варьировалась от 20 до 470°C. Установлено, что динамический предел текучести сплава уменьшается при нагреве вследствие отжига. Динамический предел текучести отожженного материала возрастает с увеличением температуры подобно тому, как это ранее наблюдалось для алюминия. Динамическая прочность сплава в исходном состоянии значительно уменьшается с нагревом, в то время как прочность отожженного материала с ростом температуры изменяется мало.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 06-02-17057-а) и Федеральной целевой программы „Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2012 гг.“ (государственный контракт Федерального агентства по науке и инновациям № 02.513.11.3135).

PACS: 62.20.-x, 62.50.+p

1. Введение

Исследования температурных зависимостей сопротивления деформированию и разрушению металлов и сплавов при очень высоких скоростях деформирования позволяют выявить определяющие факторы и кинетические закономерности развития этих процессов. Получаемые сведения нужны для оптимизации режимов обработки материалов, а также для решения задач высокоскоростного удара и пробивания. Результаты проведенных ранее экспериментов [1–3] показывают, что субмикросекундный предел текучести некоторых металлов и сплавов аномально возрастает с нагревом, что интерпретировалось как свидетельство изменения основного механизма торможения дислокаций. При этом зависимость субмикросекундной прочности от температуры весьма слаба. В частности, субмикросекундная прочность алюминия при нагреве до 85–90% абсолютной температуры плавления уменьшается лишь на 20%. В то же время имеются публикации, не подтверждающие эти наблюдения. В частности, в экспериментах китайских исследователей [4] со сплавом LY12, являющимся аналогом американского сплава 2024 и российского D16T, имело место быстрое падение динамических пределов текучести и прочности с нагревом. Остается неясным, являются ли наблюдавшиеся температурные аномалии прочности и пластичности при высокоскоростной деформации свойством только чистых металлов, или они присущи также и сплавам, что стимулирует дальнейшие исследования в этом направлении.

Механические свойства материалов в субмикросекундном диапазоне длительностей нагрузки изучаются

путем регистрации структуры плоских волн ударного сжатия в испытуемом образце и анализа их взаимодействия со свободной поверхностью образца [5]. Исследования основаны на том факте, что процессы упругопластического деформирования и разрушения сопряжены с изменением сжимаемости материала и проявляются в структуре интенсивных волн сжатия и разрежения. При отражении от поверхности тела интерференция падающей и отраженной волн разрежения приводит к растяжению внутри тела, в результате чего инициируется высокоскоростное разрушение — откол. Величина разрушающего напряжения при отколе (откольная прочность материала) определяется на основании измерений профиля скорости свободной поверхности как функции времени $u_{fs}(t)$. В работе [6] проанализированы волновая динамика откола, способы интерпретации и источники погрешности такого рода измерений.

2. Эксперимент

В рамках настоящей работы проведены ударно-волновые испытания алюминиевого сплава D16T. Сплав имеет плотность $\rho_0 = 2.79 \text{ g/cm}^3$, продольная скорость звука в нем $c_l = 6.35 \text{ km/s}$, измеренная твердость по Виккерсу составляет 125 kg/mm^2 . Плавление сплава начинается при температуре $\sim 502^\circ\text{C}$. Образцы толщиной 2 mm вырезались из прутка диаметром 60 mm так, что их плоскость была перпендикулярна направлению прокатки, а ударно-волновое нагружение осуществлялось в направлении, параллельном направлению прокатки. Поскольку нагрев вызывает изменение фазово-

го состава и структуры материала, в экспериментах проведено сопоставление свойств сплава в состоянии поставки и отожженного при температуре 450°C . После отжига твердость сплава уменьшилась до 56 kg/mm^2 , а продольная скорость звука возросла до 6.46 km/s .

Плоские ударные волны в образцах сплава генерировались алюминиевыми пластинами-ударниками толщиной 0.4 mm , разогнанными до скорости $630 \pm 30 \text{ m/s}$ с помощью специальных взрывных устройств [5]. Эксперименты во всем температурном диапазоне проводились на воздухе. Для испытаний при повышенных температурах использовались резистивные нагреватели [1] мощностью до 1 kW , что позволяло нагревать образцы до необходимой температуры в течение 10 min или менее. Температура в непосредственной близости от оси удара контролировалась хромель-алюмелевой термопарой с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$. В процессе нагружения тестируемых образцов осуществлялась непрерывная регистрация движения их свободной тыльной поверхности с применением лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [5,7]. Профили скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ фиксировались с разрешением 1 ns по времени и $\pm 3 \text{ m/s}$ по величине измеряемой скорости.

3. Результаты эксперимента

На рис. 1 приведены результаты измерений профилей скорости свободной поверхности образцов сплава в исходном и отожженном состояниях при комнатной температуре. На волновых профилях регистрируется выход на поверхность упругопластической волны сжатия и части следующей за ней волны разрежения. Слабая волна сжатия перед фронтом упругого предвестника (отмечена как AS на рис. 1) есть результат воздействия на образец

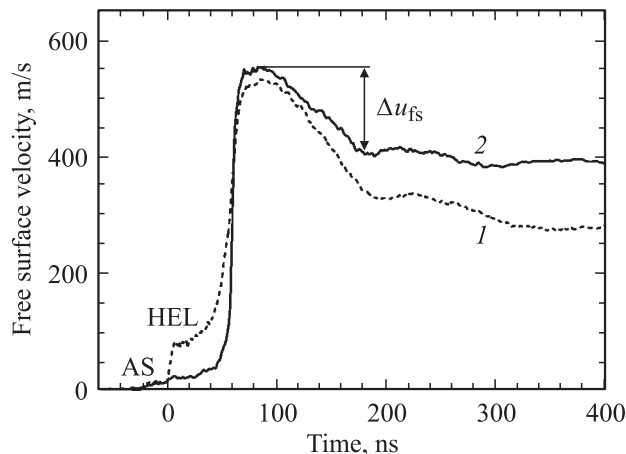


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности образцов сплава D16T в исходном (1) и отожженном (2) состояниях при температуре 20°C . HEL — упругий предвестник волны сжатия, AS — результат воздействия воздушной ударной волны перед пластиной-ударником. Показан декремент скорости свободной поверхности Δu_{fs} , используемый при определении величины откольной прочности.

воздушной ударной волны перед летящим ударником. Время нарастания параметров в пластической ударной волне определяется вязкостью материала или временем релаксации напряжений. При выбранном соотношении толщин ударника и образца условия нагружения вблизи свободной тыльной поверхности образца соответствуют началу затухания ударной волны под действием нагоняющей ее волны разрежения. После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, при достижении критических значений которых инициируется его разрушение — откол. При этом происходит релаксация растягивающих напряжений, и формируется волна сжатия (откольный импульс), выход которой на поверхность образца обычно вызывает второй подъем ее скорости или, как в представленных экспериментах со сплавом D16T, замедляет темп ее падения в разгрузочной части падающего импульса сжатия. Высокоскоростное разрушение при отколе представляет собой кинетический процесс зарождения, роста и слияния многочисленных несплошностей, а реализуемые значения сопротивления разрушению представляют собой результат конкуренции роста растягивающих напряжений в процессе волновых взаимодействий и их релаксации в результате появления и роста несплошностей в материале.

Из представленных профилей скорости свободной поверхности видно, что откольное разрушение сплава имеет затянутый характер: в течение длительного времени после начала разрушения откальзывающийся поверхностный слой остается связанным с остальной частью образца и вследствие этого продолжает тормозиться. Торможение откальзывающейся пластины коррелирует с пределом текучести материала: для отожженного сплава эффект значительно меньше. Отметим, что побочный характер разрушения ранее наблюдался, в частности, в опытах со сталью 09G2S [8], нагружаемой, как и в нашем случае, в направлении прокатки и с медью [9] при искусственно размытых фронтах импульсов нагрузки. При этом металлографический анализ сохранных образцов стали показал отсутствие или малую степень слияния образовавшихся трещин или пор, по крайней мере в направлении, перпендикулярном направлению ударной нагрузки. Непосредственно сопоставление волновых профилей на рис. 1 позволяет сделать вывод, что отжиг материала привел к некоторому падению его откольной прочности и ускорению развития разрушения.

Напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника $\sigma_{HEL} = \rho_0 c_l u_{fs}^{HEL} / 2$ соответствует динамическому пределу упругости материала в условиях одноосного сжатия. Соответствующие значения пределов текучести для условий одноосно напряженного состояния σ_y связаны с величиной σ_{HEL} соотношением

$$\sigma_y = \frac{3}{2} \sigma_{HEL} (1 - c_b^2 / c_l^2),$$

где c_l, c_b — продольная и объемная скорости звука соответственно. Непосредственно из рисунка видно, что

отожженный материал имеет втрое меньший динамический предел упругости, чем исходный, что приблизительно соответствует соотношению значений твердости. Видно также, что крутизна пластической волны, характеризующая скорость сжатия, в отожженном материале в 4–5 раз выше, чем в исходном, что свидетельствует о меньшей вязкости или меньшем времени релаксации девиаторных напряжений. Средняя скорость сжатия в упругопластичной волне оценивается по времени от фронта предвестника до момента достижения максимума как 10^6 s^{-1} , с учетом времени прохождения волны по образцу эта величина составляет $\sim 2 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$.

Декремент скорости поверхности Δu_{fs} при ее уменьшении от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине откольной прочности материала σ_{sp} в данных условиях нагружения. В линейном (акустическом) приближении

$$\sigma_{sp} = \frac{1}{2} \rho_0 c_b (\Delta u_{fs} + \delta),$$

где δ — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скоростей фронта откольного импульса и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним. Подобные искажения имеют место, когда релаксация напряжений при разрушении порождает в растянутом материале волну сжатия, фронт которой представляет собой упругую волну и нагоняет пластическую разгрузочную часть падающего импульса сжатия, движущуюся с объемной скоростью звука (c_b) [6]. Однако в отличие от большинства ранее исследовавшихся материалов в случае сплава D16T релаксация растягивающих напряжений при отколе происходит столь медленно, что не формируется четко выраженного откольного импульса с изломом в точке перехода от спада скорости к ее возрастанию. В этой ситуации существенного искажения волнового профиля на пути его распространения от плоскости откола до

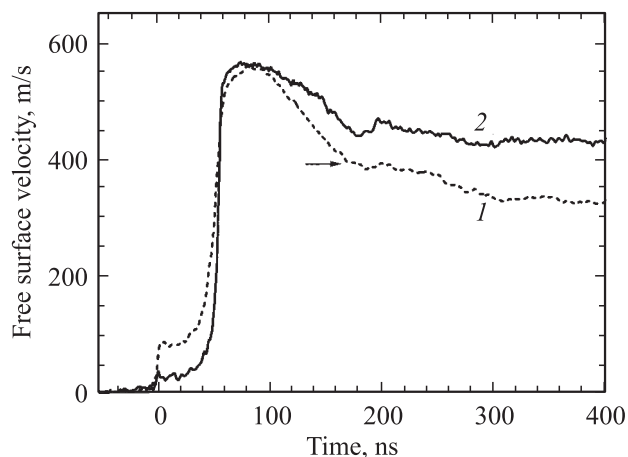


Рис. 2. Результаты измерений профилей скорости свободной поверхности при 200°C. Обозначения те же, что на рис. 1. Стрелкой на профиле 1 отмечено предполагаемое начало разрушения.

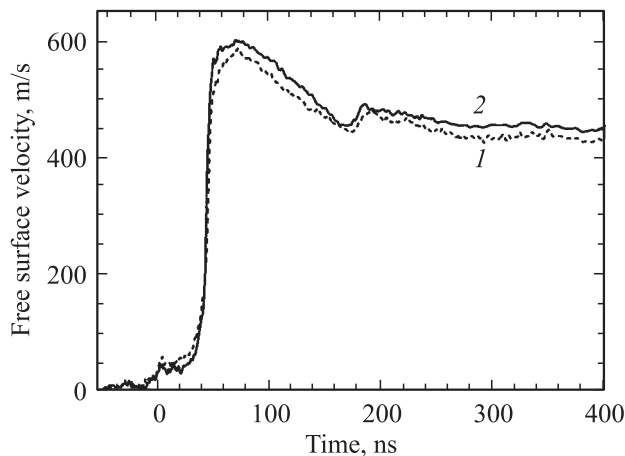


Рис. 3. Результаты измерений профилей скорости свободной поверхности при 400°C. Обозначения те же, что на рис. 1.

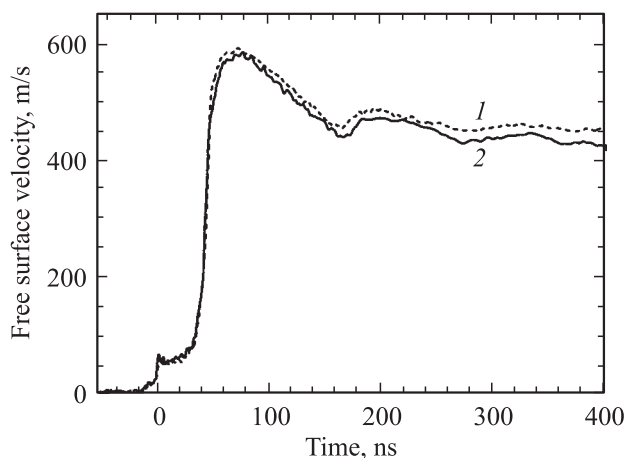


Рис. 4. Результаты измерений профилей скорости свободной поверхности при 460–470°C. Обозначения те же, что на рис. 1.

свободной поверхности не происходит, и поправка $\delta = 0$. При расчете величины σ_{sp} учитывалась нелинейность сжимаемости материала путем экстраполяции уравнения состояния в область отрицательных давлений.

На рис. 2–4 представлены результаты опытов при повышенных температурах. Максимальная температура испытаний составляла 470°C, что лишь на 32°C ниже температуры начала плавления сплава. При нагреве образцов до 200°C различие поведения при ударном сжатии отожженного и исходного материалов сохранилось, существенного изменения их свойств не произошло. При увеличении температуры до 400°C произошел частичный отжиг сплава, в результате чего значительно уменьшились его динамический предел упругости, откольная прочность и время нарастания параметров в пластической ударной волне, значения которых приблизились к таковым для отожженного материала. В опыте с предварительно отожженным образцом четко фиксируется возрастание амплитуды упругого предвестника

волны сжатия и формирование характерного пика на его фронте. Несколько изменился и характер откола: на профилях скорости свободной поверхности сформировался четко выраженный откольный импульс. С увеличением температуры до 460–470°C продолжается дальнейшее возрастание динамического предела упругости отожженного материала, величина которого при этих температурах практически сравнялась с динамическим пределом упругости исходного материала.

Отметим, что возрастание амплитуды предвестника, по крайней мере отчасти, связано с уменьшением продольной скорости звука и соответственно с увеличением коэффициента Пуассона. Уменьшение продольной скорости звука с нагревом проявляется на волновом профиле в уменьшении интервала времени между фронтом предвестника и пластической ударной волной.

На рис. 5 суммированы результаты измерений динамической прочности на разрыв для сплава D16T в исходном и отожженном состояниях в сопоставлении с подобными данными для технического алюминия AD1 (пруток) [1] и сплава AMg6M (лист) [10] в зависимости от температуры испытаний. Значения откольной прочности получены из обработки измеренных профилей скорости свободной поверхности с учетом нелинейности сжимаемости материалов и зависимости модулей упругости от температуры. Последние взяты из работы [11]. При температурах до 200°C сплав D16T в исходном упрочненном состоянии демонстрирует наиболее высокую откольную прочность, в то время как прочность отожженного материала практически совпадает с прочностью алюминия AD1. Вблизи 400°C значения откольной прочности сплава D16T в исходном и упрочненном состояниях практически совпадают и близки к прочности технического алюминия AD1. Прочность отожженного

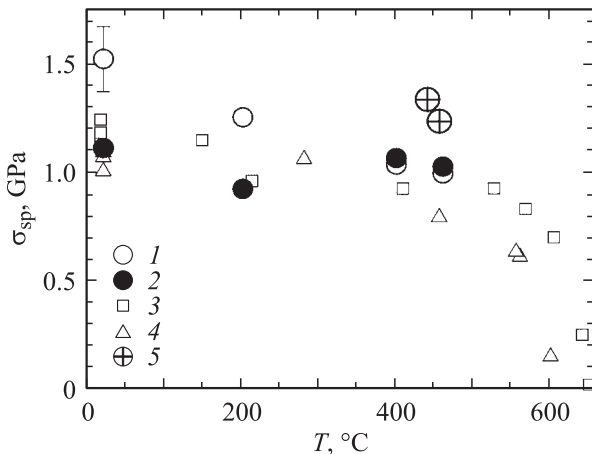


Рис. 5. Результаты измерений динамической прочности на разрыв σ_{sp} для сплава D16T в исходном (1) и отожженном (2) состояниях в зависимости от температуры испытаний в сравнении с подобными данными для технического алюминия AD1 [1] (3) и сплава AMg6M [10] (4). 5 — для неотожженного сплава D16T при давлении ударного сжатия 52 GPa (скорость удара 4.6 km/s).

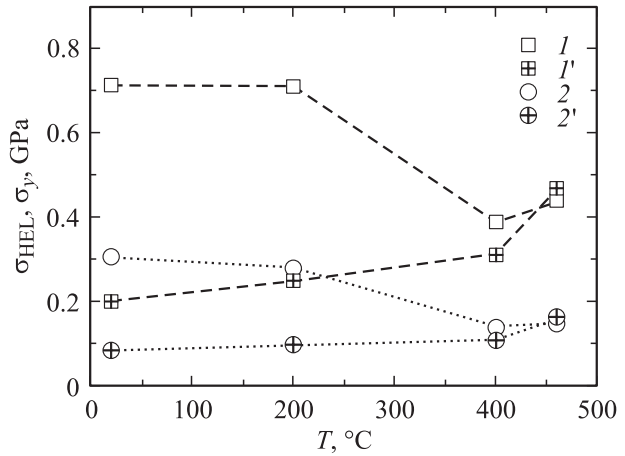


Рис. 6. Зависимость динамического предела упругости σ_{HEL} (1, 1') и предела текучести σ_y (2, 2') для сплава D16T в исходном (1, 2) и отожженном (1', 2') состояниях в зависимости от температуры испытаний.

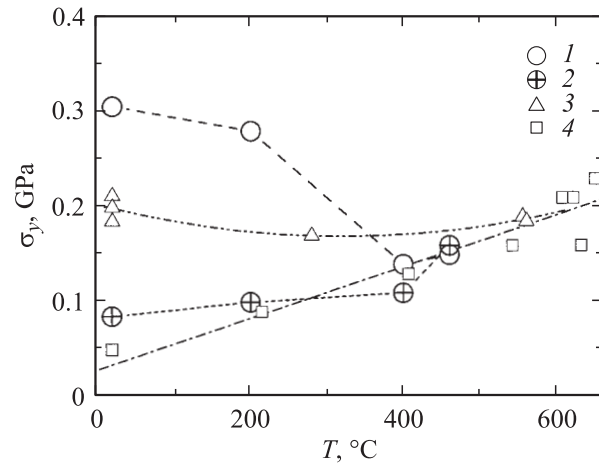


Рис. 7. Сопоставление результатов ударно-волновых измерений пределов текучести σ_y сплава D16T в исходном (1) и отожженном (2) состояниях с результатами подобных опытов со сплавом AMg6M [10] (3) и монокристаллическим алюминием [12] (4).

сплава остается практически неизменной во всем температурном диапазоне. При дальнейшем увеличении температуры следует ожидать быстрого падения прочности дюралюминия с приближением к температуре солидуса, как это имеет место для сплава AMg6M.

На рис. 6 представлены результаты измерений зависимостей динамических пределов упругости σ_{HEL} и текучести σ_y от температуры для сплава D16T в исходном и отожженном состояниях, а на рис. 7 эти данные сопоставлены с результатами подобных опытов со сплавом AMg6M и монокристаллическим алюминием. Видно, что при температурах выше 400°C значения пределов текучести сплавов и монокристаллического алюминия практически совпадают и возрастают с нагревом.

Совпадение динамических пределов текучести чистого алюминия и сплава D16T вблизи температуры плавления подтверждает предположение об определяющем вкладе фононного трения в сопротивление высокоскоростному деформированию при высоких температурах или по крайней мере не противоречит ему.

4. Обсуждение результатов

Таким образом, динамический предел текучести сплава D16T в упрочненном состоянии уменьшается с нагревом, но в случае отожженного материала возрастает с увеличением температуры, подобно тому как это ранее наблюдалось для алюминия. Динамическая прочность сплава в исходном состоянии значительно уменьшается с нагревом, в то время как прочность отожженного материала с ростом температуры изменяется мало. Результаты проведенных измерений в целом не противоречат утверждению [2,3,12] о смене основного механизма торможения дислокаций и аномального поведения прочностных свойств алюминия при высоких скоростях деформирования.

Температурные зависимости динамического предела упругости и откольной прочности сплава осложнены происходящими в нем структурными превращениями в процессе нагрева. Этим объясняется наблюдавшееся авторами работы [4] быстрое падение с нагревом динамических пределов текучести и прочности сплава, подобного D16T. Известно, что высокая прочность сплава D16T обусловлена образованием в процессе старения большого количества (10^{14} – 10^{15} mm^{-2}) наноразмерных частиц метастабильной фазы с упорядоченной структурой, когерентной матричной фазе. Вокруг этих частиц создаются поля упругих напряжений, препятствующие движению дислокаций и тем самым повышающих его предел текучести. В процессе выдержки при высокой (более 300°C) температуре в сплаве формируются частицы стабильной фазы, некогерентной матричной фазе. Эти относительно крупные, но менее многочисленные некогерентные частицы оказывают меньший упрочняющий эффект, но могут являться центрами зарождения разрушений.

Для проверки вывода о влиянии структурных превращений в процессе отжига при нагреве на сопротивление откольному разрушению проведены измерения откольной прочности неотожженного сплава D16T при давлении ударного сжатия ~ 52 GPa (скорость удара 4.6 ± 0.1 km/s). Согласно уравнению состояния [13], остаточная температура сплава после разгрузки из ударно-сжатого состояния в этих условиях составляла 450°C . Предполагалось, что малое время высокотемпературной выдержки должно предотвратить формирование относительно крупных включений избыточной фазы; следовательно, результаты этих опытов должны характеризовать высокотемпературную прочность сплава в исходном состоянии. Результаты измерений, пред-

ставленные на рис. 5 точками 5, показывают, что величина откольной прочности в этих условиях практически совпадает со значениями, измеренными в температурном диапазоне 20 – 200°C , но существенно превышает данные, полученные в интервале 400 – 460°C .

Откольная прочность сплава D16T в упрочненном и отожженном состояниях существенно ниже прочности монокристаллов алюминия, которая в аналогичных условиях испытаний составляет ~ 2 – 2.5 GPa [2,12]. При этом монокристаллы имеют значительно меньший предел текучести. Высокая прочность гомогенных монокристаллов объясняется отсутствием в их структуре потенциальных центров разрушения. В поликристаллических материалах разрушение обычно зарождается на границах зерен. Понижение прочности с отжигом, вероятно, объясняется сосредоточением относительно крупных частиц стабильной избыточной фазы на межзеренных границах.

5. Заключение

С целью выяснения, являются ли наблюдавшиеся ранее температурные аномалии прочности и пластичности при высокоскоростной деформации свойством только чистых металлов или они присущи также и сплавам, проведены измерения динамических пределов текучести и прочности алюминиевого сплава D16T в условиях нагружения испытуемых образцов плоскими ударными волнами субмикросекундной длительности. Температура испытаний варьировалась от 20 до 470°C . Установлено, что динамический предел текучести сплава в исходном состоянии уменьшается при нагреве, в то время как динамический предел текучести отожженного материала возрастает с увеличением температуры. Динамическая прочность сплава в исходном состоянии значительно уменьшается с нагревом, в то время как прочность отожженного материала мало изменяется с ростом температуры. Таким образом, результаты измерений подтверждают факт возрастания вклада фононного трения в механизм торможения дислокаций при высокоскоростном деформировании алюминия и его сплавов с низким пределом текучести [2,3,10] и объясняют причину расхождения с данными работ [2,3,10] и [4] отжигом термически упрочненного сплава в процессе нагрева при подготовке испытания.

Список литературы

- [1] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.A. Bogatch, A.V. Utkin, V.E. Fortov. *J. Appl. Phys.* **79**, 8310 (1996).
- [2] Г.И. Канель, С.В. Разоренов. *ФТТ* **43**, 839 (2001),
- [3] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, V.E. Fortov. *J. Phys.: Cond. Matter* **16**, 1007 (2004).
- [4] Y. Wang, H. He, D. Chen, L. Wang, F. Jing. *J. Phys. IV (France)* **134**, 983 (2006).

- [5] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. Янус-К, М. (1996). 407 с.
- [6] Г.И. Канель. ПМТФ **42**, 194 (2001).
- [7] L.M. Barker, R.E. Hollenbach. *J. Appl. Phys.* **43**, 4669 (1972).
- [8] В.А. Огородников, Е.Ю. Боровкова, С.В. Ерунов. ФГВ **40**, 109 (2004).
- [9] D.D. Kollera, R.S. Hixson, G.T. Gray III, P.A. Rigg, L.B. Addessio, E.K. Cerreta, J.D. Maestas, C.A. Yablinsky. *J. Appl. Phys.* **98**, 103 518 (2005).
- [10] С.В. Разоренов, Г.И. Канель, В.Е. Фортов. ФММ **95**, 91 (2003).
- [11] M.W. Guinan, D.J. Steinberg. *J. Phys. Chem. Sol.* **35**, 1501 (1974).
- [12] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, K. Baumung, J. Singer. *J. Appl. Phys.* **90**, 136 (2001).
- [13] R.G. McQueen, S.P. March, J.W. Taylor, J.N. Fritz, W.J. Carter. In: *High velocity impact phenomena* / Ed. R. Kinslow. Academic Press, N.Y. (1970). P. 293; 530.