

05

Особенности упругопластического деформирования и разрушения ударно-сжатой монокристаллической и поликристаллической меди вблизи плавления

© С.В. Разоренов,¹ А.С. Савиных,¹ Е.В. Zaretsky²

¹ Институт проблем химической Физики РАН,
142432 Черноголовка, Московская область, Россия

² Ben-Gurion University of the Negev,
84105 Beer-Sheva, Israel
e-mail: razsv@ficp.ac.ru

(Поступило в Редакцию 30 ноября 2012 г.)

Из анализа профилей скорости свободной поверхности, зарегистрированных с помощью лазерного измерителя скорости VISAR, определены динамический предел упругости, предел текучести и откольная прочность поликристаллической меди М1 и монокристаллической меди ориентаций (110) и (111) в температурном диапазоне 20–1080°С при ударном сжатии до 8 GPa. Измерения показали, что все исследованные образцы меди демонстрируют сильное атермическое упрочнение (рост динамического предела упругости) вблизи температуры плавления. Монокристаллы меди имеют очень низкий предел упругости в диапазоне температур до 600°С, который резко возрастает с увеличением температуры до 1000°С и величина которого зависит от кристаллической ориентации монокристалла. Зависимость откольной прочности от температуры имеет пороговый характер для всех образцов меди. Монокристаллы меди демонстрируют более высокое сопротивление разрушению, однако вблизи температуры плавления разница между откольной прочностью монокристаллов и медью М1 становится незначительной, оставаясь на уровне ~ 50% от исходной.

Введение

Обнаружение в экспериментах с ударными волнами аномального возрастания динамического предела текучести легкоплавких металлов при увеличении температуры [1–5] стимулирует более детальное изучение этого явления. Изменение знака температурной зависимости напряжения течения было объяснено сменой основного механизма торможения дислокаций. При высоких скоростях деформации основным механизмом торможения должно стать фононное трение [6], величина которого возрастает с увеличением температуры. Однако эта гипотеза требует подтверждения и проверки. В первую очередь следует ответить на вопрос: насколько общим является такое аномальное поведение металлов?

Полученные ранее данные о температурной зависимости динамической прочности металлов на разрыв (откольной прочности) вблизи точки плавления не выявили единой закономерности. В то время как прочность технического алюминия АД1 и литого магния с приближением к температуре плавления стремится к нулю [1], олово [7] и высокочистое серебро [8] сохраняют высокие значения откольной прочности даже в непосредственной близости к точке плавления. В то же время алюминий и цинк в монокристаллическом состоянии сохраняют высокие значения сопротивления откольному разрушению в непосредственной близости от температуры плавления, что связывалось с реализацией перегретых кристаллических состояний в субмикросекундном временном диапазоне [9]. Падение откольной прочности поликристаллических металлов объяснено эффектами

предплавления [10], однако причины различного поведения разных металлов остаются неясными.

В настоящей работе представлены результаты измерений упругопластических и прочностных свойств меди в условиях ударно-волнового нагружения при нормальной и повышенной, вплоть до точки плавления, температурах. Медь имеет более высокую температуру плавления, чем ранее исследовавшиеся металлы. Кроме того, эксперименты с медью представляют интерес по той причине, что на ее примере обычно изучаются элементарные механизмы пластической деформации и разрушения с привлечением методов молекулярно-динамического моделирования.

1. Исследуемые материалы и постановка экспериментов

Для исследования влияния температуры на упругопластические и прочностные свойства меди проведены две серии экспериментов с образцами технической меди М1 и высокочистых монокристаллов. Химический состав меди М1 приведен в табл. 1. Образцы толщиной ~ 2 или ~ 0.5 mm вырезались из медного листа с помощью электроискрового станка и имели поперечные размеры ~ 12 × 12 mm. Монокристаллические образцы меди, имеющие химический состав Cu 99.8661%, Si 0.086%, Fe 0.0479%, вырезались из цилиндрической заготовки, выращенной по методу бестигельной зонной плавки, таким образом, что плоскости образцов совпадали с кристаллическими плоскостями (111) или (110). Их

Таблица 1. Химический состав в % технически чистой меди М1

| Cu | Fe | Ni | S | As | Pb | Zn | Ag | O | Sb | Bi | Sn |
|----------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|-------|-------|-------|
| min 99.9 | 0.005 | 0.002 | 0.004 | 0.002 | 0.005 | 0.004 | 0.003 | 0.05 | 0.002 | 0.001 | 0.002 |

размеры были такими же, как и у поликристаллических образцов.

С целью изучения влияния температуры на прочностные свойства ударно-сжатой меди различной структуры были проведены две серии экспериментов по генерации ударных волн в предварительно нагретых образцах. Эксперименты при температуре образцов до $\sim 600^\circ\text{C}$ проводились с использованием взрывных генераторов ударных волн [11], которые обеспечивали метание плоских алюминиевых ударников толщиной 0.2–2 мм со скоростью ~ 700 м/с. Эксперименты при более высоких температурах проводились на пневматической гладкоствольной пушке калибра 58 мм [12]. Непосредственно нагружение образцов осуществлялось медными ударниками толщиной 0.5 или 1 мм, разогнанными до скорости около 400 м/с. В обоих случаях перед нагружением образцы нагревались с помощью резистивного нагревателя мощностью от 400 до 1000 Вт в течение 5–10 мин, а их температура контролировалась одной или двумя термопарами с точностью $\sim 5^\circ\text{C}$ [1,13].

Измерения прочностных характеристик материала при ударном нагружении основываются на регистрации и последующем анализе полных волновых профилей [11]. В настоящей работе регистрация волновых профилей (зависимостей скорости свободной поверхности образцов от времени) ударно-нагруженных образцов различной температуры осуществлялась с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего высокое пространственно-временное разрешение [14].

2. Результаты измерений

На рис. 1 представлены профили скорости свободной поверхности образцов поликристаллической меди М1 при температурах от 20 до 1081°C . Табличная температура плавления меди составляет 1083.4°C , т.е. максимальная температура образца в проведенных опытах отличалась от температуры плавления менее, чем на 3°C . Перед пластической волной ударного сжатия наблюдается выход на поверхность образца упругого предвестника, амплитуда которого возрастает с увеличением температуры образца. Максимальное напряжение сжатия в предвестнике соответствует динамическому пределу упругости, определяемому из профиля скорости как $\sigma_{\text{HEL}} = 1/2 C_L \rho_0 u_{\text{fs/HEL}}$, где $u_{\text{fs/HEL}}$ — максимальное значение скорости свободной поверхности на фронте упругого предвестника, C_L — продольная скорость звука, ρ_0 — начальная плотность вещества. Предел текучести материала при этом пропорционален динамическому

пределу упругости и равен $Y = 3/2 \sigma_{\text{HEL}} (1 - C_0^2/C_L^2)$, где C_0 — объемная скорость звука. В пластической ударной волне поверхность образца приобретает максимальную скорость, соответствующую удвоенной массовой скорости за фронтом ударной волны внутри образца. Вслед за ударной волной от свободной поверхности ударника движется волна разрежения, выход которой на свободную поверхность образца вызывает спад скорости поверхности. Встреча двух волн разрежения, движущихся от свободных поверхностей ударника и образца, приводит к формированию растягивающих напряжений в месте их встречи. При достижении ими критического для данного материала значения происходит его разрушение — откол. Дальнейшие колебания скорости поверхности связаны с реверберацией откольного импульса внутри откольной пластины. Критические напряжения, приводящие к откольному разрушению образцов (откольная прочность), пропорциональны спаду скорости от первого максимума до ее минимума перед разрушением. Непосредственно из профиля $u_{\text{fs}}(t)$ находят величины максимальной скорости $u_{\text{fs/max}}$ и скорости поверхности перед выходом на нее фронта откольного импульса $u_{\text{fs/min}}$, а откольная прочность образцов определяется как [11]: $\sigma_{\text{sp}} = 1/2 \rho_0 C_0 (u_{\text{fs/max}} - u_{\text{fs/min}} + \delta u_{\text{fs}})$, где δu_{fs} — поправка на искажение профиля поверхности вследствие упругопластического поведения материала.

На вставке (рис. 1) в увеличенном виде показана область упругопластического перехода. Видно, что рост температуры образцов от комнатной до очень близкой к температуре плавления приводит к почти десяти-

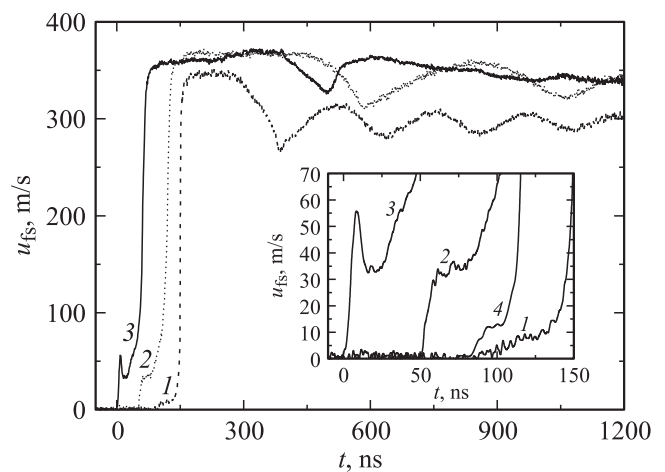


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности поликристаллической меди М1. 1 — начальная температура образца (T_0) — 20°C , толщина образца (h_{samp}) — 1.95 мм; 2 — T_0 — 1006°C , h_{samp} — 1.88 мм; 3 — T_0 — 1081°C , h_{samp} — 1.97 мм; 4 — T_0 — 592°C , h_{samp} — 1.47 мм.

кратному увеличению амплитуды упругого предвестника поликристаллической меди. При этом быстрый рост упругого предвестника наблюдается при температурах образцов вблизи точки плавления — увеличение амплитуды предвестника в 2 раза на последних 100°С перед плавлением. Возрастание динамического предела упругости с увеличением температуры ранее наблюдалось в экспериментах с ударным сжатием алюминия [1,3], серебра [8] и некоторых других металлов [2] и объясняется увеличением вклада фононного трения в торможение дислокаций при высоких скоростях пластической деформации.

На рис. 2 представлены профили скорости свободной поверхности образцов меди М1 разной толщины при комнатной и повышенной до ~ 1000°С температурах, а на рис. 3 — зависимости предела упругости от температуры и толщины образцов. С увеличением пройденного волной расстояния от 0.5 до 2 mm величина упругого

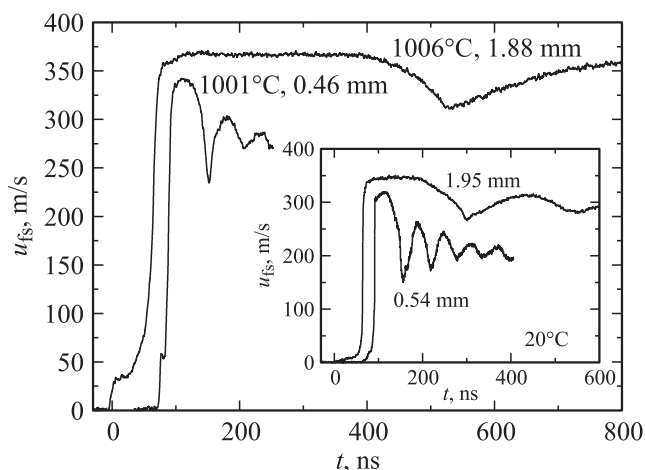


Рис. 2. Профили скорости свободной поверхности образцов поликристаллической меди М1 различной толщины. Указаны температуры и толщины образцов.

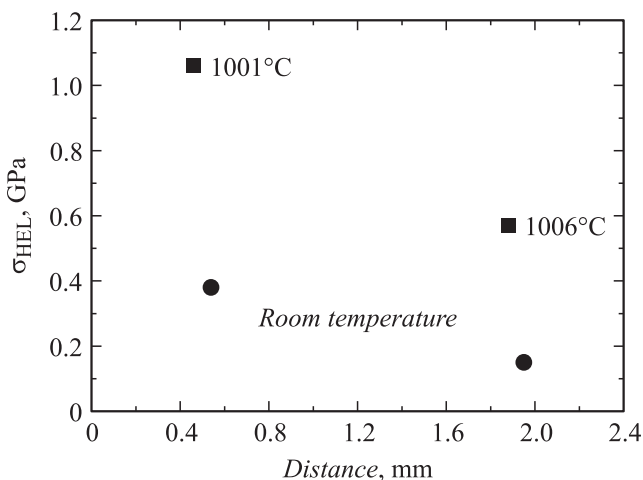


Рис. 3. Зависимость динамического предела упругости от толщины образца при комнатной и повышенной (~ 1000°С) температурах.

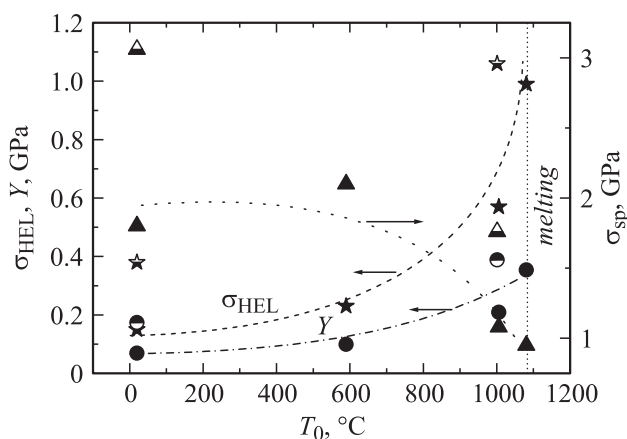


Рис. 4. Зависимости динамического предела упругости, динамического предела текучести и откольной прочности поликристаллической меди М1 от начальной температуры образцов. Полузаполненными фигурами обозначены эксперименты с тонкими образцами.

предвестника уменьшается примерно вдвое как при комнатной, так и при повышенной температурах, при этом, как видно из рис. 3, скорость затухания упругого предвестника возрастает с увеличением температуры.

На рис. 4 показаны зависимости откольной прочности, динамического предела упругости и предела текучести поликристаллической меди М1 от температуры во всем исследованном диапазоне. Значения скоростей звука при различных температурах, необходимые для расчетов динамического предела упругости, предела текучести и откольной прочности, определялись с использованием упругих констант для меди из электронной базы Ландольфа–Борнштейна [15]. В расчетах учитывалось также тепловое расширение материала.

Из рисунка видно, что динамический предел упругости меди М1 нелинейно возрастает с температурой, причем его максимальный рост наблюдается при температурах, близких к температуре плавления. Рост предела текучести меди имеет более плавный характер даже в области высоких температур, а его общее увеличение — примерно трехкратное. Откольная прочность меди при нагреве сохраняется примерно на одном уровне до температуры 700–800°С и затем быстро уменьшается с приближением к температуре плавления. В отличие от алюминия и магния [1] откольная прочность поликристаллической меди даже вблизи точки плавления сохраняется на очень высоком уровне — ее значение составляет около 50% исходной. Значения разрушающих напряжений, полученных во взрывных экспериментах, несколько выше значений, полученных в экспериментах с газовой пушкой, так как во взрывных экспериментах скорость деформирования меди была выше. В тонких образцах реализуются более высокие растягивающие напряжения, что также связано с влиянием скорости деформирования на величину откольной прочности металлов [11,16].

Таблица 2. Результаты экспериментов на газовой пушке при различной начальной температуре поликристаллических и монокристаллических образцов меди

| $C_0/C_L/\rho_0$, km/s; km/s; g/cm ³ | h_{samp} , mm | h_{imp} , mm | V_{imp} , m/s | T_0 , °C | $u_{fs/max}$, m/s | $u_{fs/min}$, m/s | P_{max} , GPa | $u_{fs/HEL}$, m/s | σ_{HEL} , GPa | σ_{sp} , GPa | V/V_0 , 10 ⁵ s ⁻¹ | h_{sp} , mm | Y , GPa |
|---|--------------------|-------------------|--------------------|---------------|-----------------------|-----------------------|--------------------|-----------------------|-------------------------|------------------------|--|------------------|--------------|
| Медь М1 | | | | | | | | | | | | | |
| 3.93/4.72/8.93 | 1.95 | 0.5 | 358 | 20 | 348 | 264 | 6.5 | 7 | 0.15 | 1.8 | 1.8 | 0.54 | 0.07 |
| 3.72/4.28/8.38 | 1.88 | 1.0 | 347 | 1006 | 367 | 311 | 6.2 | 32 | 0.57 | 1.08 | 1.3 | 0.96 | 0.21 |
| 3.7/4.24/8.32 | 1.97 | 1.0 | 333 | 1081 | 370 | 326 | 5.5 | 56 | 0.99 | 0.95 | 0.7 | 1.08 | 0.35 |
| 3.93/4.72/8.93 | 0.54 | 0.15 | 513 | 20 | 319 | 154 | 5.9 | 18 | 0.38 | 3.06 | 8.2 | 0.14 | 0.17 |
| 3.72/4.28/8.38 | 0.46 | 0.15 | 565 | 1001 | 342 | 235 | 5.7 | 59 | 1.06 | 1.76 | 7.7 | 0.13 | 0.39 |
| Монокристаллическая медь | | | | | | | | | | | | | |
| 3.72/4.28/8.38 | 2.24 (111) | 1.0 | 364 | 1000 | 269 | 190 | 4.42 | 16 | 0.29 | 1.4 | 1.5 | 0.93 | 0.11 |
| 3.72/4.28/8.38 | 2.38 (110) | 1.0 | 342 | 1005 | 353 | 277 | 5.9 | 26 | 0.47 | 1.28 | 2.1 | 0.94 | 0.17 |

Примечание: h_{imp} — толщина ударника, V_{imp} — скорость ударника, P_{max} — максимальное давление в ударной волне, V/V_0 — скорость деформирования, h_{sp} — толщина откольной пластины.

Таблица 3. Результаты взрывных экспериментов при различной начальной температуре поликристаллических и монокристаллических образцов меди

| Образец | T_0 , °C | h_{samp} , mm | h_{imp} , mm | h_{sp} , mm | Δu_{fs} , m/s | σ_{sp} , GPa | V/V_0 , 10 ⁵ s ⁻¹ | P_{max} , GPa | σ_{HEL} , GPa | Y , GPa |
|----------|------------|-----------------|----------------|---------------|-----------------------|---------------------|---|-----------------|----------------------|-----------|
| Cu (111) | 20 | 1.63 | 0.44 | 0.30 | 139 | 2.7 | 2.81 | 5.75 | — | — |
| Cu (111) | 203 | 1.48 | 0.38 | 0.25 | 136 | 2.6 | 2.89 | 7.03 | — | — |
| Cu (111) | 430 | 1.55 | 0.43 | 0.27 | 161 | 3.1 | 4.06 | 7.86 | — | — |
| Cu (111) | 530 | 1.43 | 0.38 | 2.4 | 147 | 2.6 | 2.22 | 7.97 | — | — |
| Cu (110) | 20 | 1.6 | 0.43 | 0.29 | 181 | 3.3 | 3.01 | 6.86 | — | — |
| Cu (110) | 203 | 1.50 | 0.37 | 0.24 | 172 | 3.2 | 4.98 | 7.66 | — | — |
| Cu (110) | 435 | 1.50 | 0.36 | 0.24 | 168 | 3.0 | 2.87 | 7.94 | — | — |
| Cu (110) | 585 | 0.93 | 0.38 | 2.3 | 167 | 3.0 | 4.28 | 7.95 | — | — |
| Cu M1 | 592 | 1.47 | 0.38 | 0.23 | 112 | 2.1 | 1.69 | 8.71 | 0.23 | 0.099 |

Результаты проведенных с поликристаллической медью экспериментов представлены в табл. 2, 3. В табл. 2 указаны значения скоростей звука и плотности меди ($C_0/C_L/\rho_0$), используемые для расчетов прочностных характеристик.

Аналогичные эксперименты по динамическому нагружению при различных температурах были проведены с монокристаллами меди. Толщина образцов составляла 1.5–2 mm. Результаты экспериментов с монокристаллами также представлены в табл. 2 и 3. Образцы монокристаллов были ориентированы так, что плоскость соударения образца с ударником соответствовала плоскости кристалла (111) или (110). На рис. 5 представлены профили скорости свободной поверхности монокристаллических медных образцов двух ориентаций. Видно, что в диапазоне температур от комнатной до ~ 600°C на профилях скорости для образцов обеих ориентаций наблюдается только слабое нарастание скорости в виде „носика“ без формирования скачка на фронте упругого предвестника. Иными словами, материал имеет очень низкий динамический предел упругости, точно измерить который из этих экспериментов не представляется возможным. Увеличение температуры образцов до ~ 1000°C приводит к формированию резкого скач-

ка скорости на фронте предвестника, типичного для большинства ГЦК-металлов. При этом в обоих случаях наблюдается сильная релаксация напряжений за фронтом упругой волны сжатия, что проявляется в виде так называемого „зуба текучести“. Из рисунка видно, что при этой температуре образцы монокристаллов меди с плоскостью соударения (110) имеют динамический предел упругости на ~ 65% выше, чем образцы другой ориентации.

На рис. 6 представлены зависимости откольной прочности поликристаллической меди М1 и монокристаллов меди двух ориентаций от температуры. Значения откольной прочности меди М1 при комнатной температуре, полученные в настоящей работе, практически совпадают с опубликованными ранее [17] при соответствующей скорости деформации. Небольшое увеличение разрушающих напряжений при температуре образцов меди М1 около 600°C связано с более высокой скоростью деформирования перед отколом во взрывных экспериментах. Откольная прочность монокристаллов оказалась на 15–20% ниже по сравнению с проведенными ранее измерениями [18,19], что, вероятно, связано со структурой исходных образцов, представляющей слабо разориентированные монокристаллические блоки

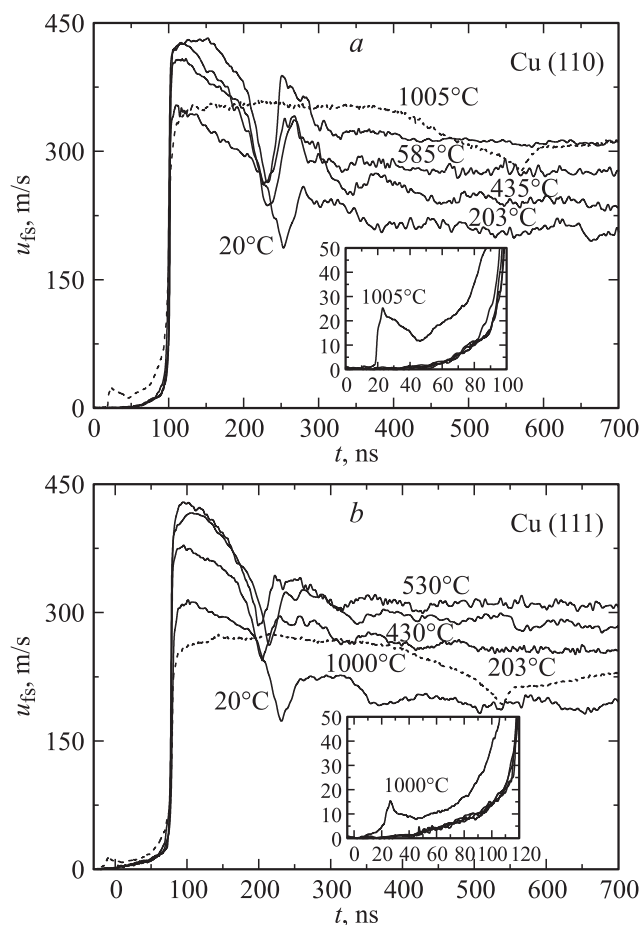


Рис. 5. Профили скорости свободной поверхности монокристаллических образцов меди при комнатной и повышенных температурах. На рисунке указана начальная температура образца; *a* — ориентация (110), *b* — ориентация (111).

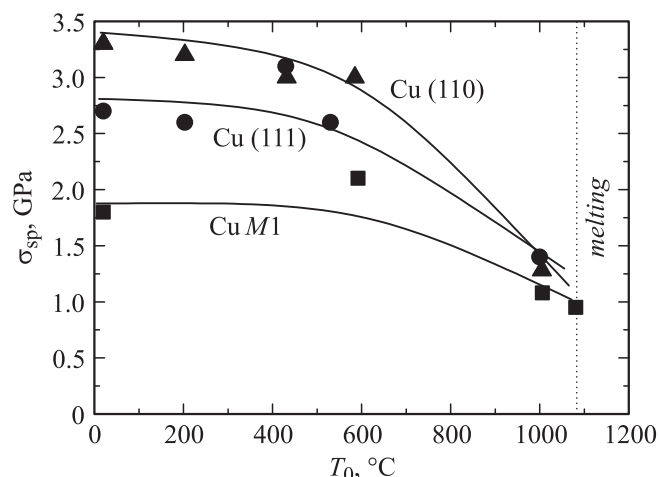


Рис. 6. Влияние температуры на откольную прочность монокристаллической и поликристаллической меди.

среднего размера 100–200 nm. Соответственно различие значений откольной прочности монокристаллов и технически чистой меди оказалось несколько меньшим,

но остается весьма значительным. Из рисунка видно, что для всех типов образцов зависимость имеет пороговый характер. Откольная прочность сохраняется примерно на одном уровне до температуры 600–700°C. С дальнейшим ростом температуры ее величина падает примерно на 50%, оставаясь, однако, довольно большой вплоть до температуры плавления. При этом в области высоких температур разница в откольной прочности между монокристаллическими и поликристаллическими образцами практически исчезает.

Монокристаллы ориентации (110) проявляют несколько большее сопротивление откольному разрушению при умеренных температурах, чем кристаллы с ориентацией (111). В проведенных ранее измерениях [19,20] также наблюдалась анизотропия разрушающих напряжений в монокристаллах меди относительно направления нагрузки. Учитывая малое значение величины динамического предела текучести и, следовательно, незначительную анизотропию напряжений при растяжении, этот результат не вполне понятен. Возможно, деформация при сжатии в направлении (111) сопровождается образованием более крупных структурных дефектов, которые могут затем явиться центрами зарождения разрушений, но при высоких температурах это различие нивелируется.

Заключение

Как поликристаллическая, так и монокристаллическая медь демонстрируют сильное атермическое упрочнение вблизи температуры плавления — сильный рост динамического предела упругости. При этом в поликристаллической меди наблюдается нелинейный рост предела упругости — увеличение амплитуды упругого предвестника при росте температуры образцов на 100°C перед плавлением примерно такое же, как в остальном диапазоне температур от комнатной до ~1000°C, как показано на рис. 4. Монокристаллы меди обеих исследованных ориентаций имеют очень низкий предел упругости в диапазоне температур до 600°C. Рост температуры монокристаллических образцов до 1000°C приводит к резкому возрастанию предела упругости меди, а величина амплитуды упругого предвестника зависит от кристаллической ориентации монокристаллического образца относительно направления нагружения. Зависимость откольной прочности как для поликристаллической, так и для монокристаллической меди обеих ориентаций от температуры имеет пороговый характер — до 800°C, наблюдается слабое уменьшение разрушающих напряжений с температурой. При приближении температуры образцов к температуре плавления их откольная прочность уменьшается примерно наполовину. Во всем температурном диапазоне монокристаллы меди демонстрируют более высокое сопротивление откольному разрушению, однако вблизи температуры плавления разница между откольной прочностью монокристаллов и поликристаллической медью становится незначительной, оставаясь на уровне ~50% исходной.

Работа выполнена при финансовой поддержке Госкорпорации „Росатом“ в рамках государственного контракта № Н.46.44.90.12.1048 и Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 11-02-01141-а.

Список литературы

- [1] Kanel G.I., Razorenov S.V., Bogach A.A., Utkin A.V., Fortov V.E., Grady D.E. // J. Appl. Phys. 1996. Vol. 79. N 11. P. 8310–8317.
- [2] Богач А.А., Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Протасова С.Г., Сурсаева В.Г. // ФТТ. 1998. Т. 40. Вып. 10. С. 1849–1854.
- [3] Kanel G.I., Baumung K., Singer J., Razorenov S.V. // Appl. Phys. Lett. 2000. Vol. 76. N 22. P. 3230–3232.
- [4] Kanel G.I., Razorenov S.V., Baumung K., Singer J. // J. Appl. Phys. 2001. Vol. 90. N 1. P. 136–143.
- [5] Разоренов С.В., Канель Г.И., Фортвов В.Е. // ФММ. 2003. Т. 95. Вып. 1. С. 91–96.
- [6] Альшиц В.А., Инденбом В.Л. // УФН. 1975. Т. 18. Вып. 1. С. 1.
- [7] Kanel G.I., Razorenov S.V., Utkin A.V., Grady D.E. In: Shock Compression of Condensed Matter — 1995. Ed. by S.C. Schmidt, W.C. Tao. AIP Conf. Proc. 370. P2. NY: Woodbury, 1996. P. 503–506.
- [8] Zaretsky E.B., Kanel G.I. // J. Appl. Phys. 2011. Vol. 110. P. 073 502.
- [9] Kanel G.I., Razorenov S.V., Fortov V.E. // J. Phys.: Condens. Matter. 2004. Vol. 16. P. 1007–1016.
- [10] Kanel G.I., Razorenov S.V., Bogach A.A., Utkin A.V., Grady D.E. // Int. J. Impact Eng. 1997. Vol. 19. P. 467–478.
- [11] Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 402 с.
- [12] Zaretsky E.B., Kanel G.I., Razorenov S.V., Baumung K. // Int. J. Impact Eng. 2005. Vol. 31. P. 41–54.
- [13] Zaretsky E.B. // J. Appl. Phys. 2010. Vol. 108. P. 083 525.
- [14] Barker L.M., Hollenback R.E. // J. Appl. Phys. 1972. Vol. 43. P. 4669–4674.
- [15] Springer Materials — The Landolt-Börnstein Database (<http://www.springermaterials.com>). DOI: 10.1007/10046537_8
- [16] Канель Г.И., Фортвов В.Е., Разоренов С.В. // УФН. 2007. Т. 177. Вып. 8. С. 809–830.
- [17] Гаркушин Г.В., Иванчихина Г.Е., Игнатова О.Н., Каганова И.И., Малышев А.Н., Подурец А.М., Раевский В.А., Разоренов С.В., Скоков В.И., Тюпанова О.А. // ФММ. 2011. Т. 111. Вып. 2. С. 203–212.
- [18] Разоренов С.В., Канель Г.И., Фортвов В.Е. // ДАН СССР. 1990. Т. 315. Вып. 3. С. 609–611.
- [19] Разоренов С.В., Канель Г.И. // ФММ. 1992. Вып. 11. С. 141–147.
- [20] Tonks L., Alexander D.J., Sheffield S.A., Robbins D.L., Zurek A.K., Thissell W.R. // Phys. IV France. 2000. Vol. 10. P. 787–792.