

Малоамплитудная скачкообразная деформация сплавов Pb–In в сверхпроводящем состоянии

В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, С.В. Лебедев, С.В. Савич

Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, пл. Свободы, 4, г. Харьков, 61077, Украина
E-mail: victor.p.lebedev@univer.kharkov.ua

Статья поступила в редакцию 10 июля 2007 г., после переработки 25 октября 2007 г.

При деформации поликристаллов сплавов Pb–(20–55) ат.% In в сверхпроводящем состоянии обнаружена и исследована нестабильность пластического течения в виде аperiodических скачков деформирующего напряжения малой амплитуды 10^{-2} – 10^{-1} МПа. Амплитуда скачков напряжения и их количество изучены в зависимости от состояния металла (нормальное или сверхпроводящее), степени искаженности кристаллической решетки за счет собственных и примесных дефектов. Обсуждены возможные механизмы малоамплитудной скачкообразной деформации сплава.

При деформации полікристалів сплавів Pb–(20–55) ат.% In у надпровідному стані виявлено й досліджено нестабільність пластичного плину у вигляді аперіодичних стрибків деформуючої напруги малої амплітуди 10^{-2} – 10^{-1} МПа. Амплітуда стрибків напруги і їхня кількість вивчено в залежності від стану металу (нормальний або надпровідний), ступеня спотвореності кристалічної ґратки за рахунок власних і домішкових дефектів. Обговорено можливі механізми малоамплітудної стрибкоподібної деформації сплаву.

PACS: 83.50.–v Деформация и течение материала;
83.60.Wc Нестабильность течения.

Ключевые слова: нестабильность пластического течения, скачок напряжения, деформационные и примесные дефекты.

Введение

В процессе низкотемпературной деформации ($T \leq 10$ К) у ряда металлов и сплавов возможно возникновение неустойчивости пластического течения [1–3], которая проявляется в виде аperiodических сбросов (скачков) нагрузки на кривой деформационного упрочнения в режиме активного растяжения или сжатия с постоянной скоростью деформации.

Эти скачки нагрузки для различных материалов могут быть классифицированы по величине амплитуды: мелкие (микро — по определению, данному в [3]) (10^{-2} – 10^{-1} МПа) и крупные (1–10 МПа). При нормировке на уровень деформирующего напряжения относительная величина амплитуд для мелких и крупных скачков соответственно равна 10^{-2} – $10^{-1}\%$ и 1–10% [3]. Такая классификация в определенной мере является условной, поскольку спектр значений амплитуд скачков нагрузки в последнем случае может быть достаточно широким.

Крупномасштабные скачки деформирующего напряжения наблюдали на большом количестве чистых материалов (Nb, Al, Cu, Pb и др.) и сплавов (Al–Mg, Al–Li, Cu–Al, Pb–In и др.) в температурном диапазоне испытаний 0,5–30 К [1–3]. Характерным для этого вида скачкообразной деформации является ее проявление как в нормальном, так и сверхпроводящем состояниях металла.

Первое наблюдение скачков малой амплитуды было выполнено на свинце и его сплаве с индием [4]. В дальнейшем на тех же объектах подтверждено наличие такой неустойчивости пластического течения в сверхпроводящем состоянии металла и узком температурном интервале [5–7].

Отсутствие достаточного большого количества экспериментальных данных, возможно, связано с проявлением малоамплитудной скачкообразной деформации только на свинце и его сплаве [5–7] в узком температурном интервале, условиями нагружения, приборной чувствительностью регистрации диаграмм

мы нагрузка–удлинение (время) и др. Хотя в работах [4–6] приведен небольшой объем экспериментальных данных качественного характера, их интерпретация была выполнена с точки зрения проявления инерционных свойств дислокаций при их перемещении в среде с пониженной электронной вязкостью [5].

В связи с наблюдением малоамплитудной скачкообразной деформации на ограниченном количестве объектов [4–7] и с практически полным отсутствием экспериментальных данных, которые определяются условиями эксперимента, характеристиками объекта исследований и др., целесообразно дальнейшее систематическое ее изучение на свинце с различным содержанием второго компонента (индия). Для получения большего числа количественных и качественных характеристик необходима также вариация условий эксперимента, структурных и электронных параметров металла (степени искажения кристаллической решетки за счет собственных дефектов, количества примеси, состояния электронной подсистемы и т.п.).

2. Объект и методика измерений

Объектами исследования служили поликристаллы сплавов Pb–(0,01–55) ат.% In, для приготовления которых использовали компоненты чистотой: Pb (99,996%) и In (99,99%).

После вакуумной плавки слиток прокатывали при комнатной температуре со степенью обжатия 0,8–0,9, а затем из листа вырезали образцы в виде плоскопараллельных пластин с уширениями под захваты разрывной машины и размерами рабочей части (1,5–2)×4×15 мм. После отжига в течение часа при комнатной температуре (исходное состояние) и при температурах 50–200 °С размер зерна поликристаллической структуры составлял 0,05–0,3 мкм.

После всех этапов приготовления образцов расчетную концентрацию сплава контролировали по плотности (с погрешностью ±(1–2)%), которую определяли методом гидростатического взвешивания.

Одноосное растяжение металла проводили в среде жидкого гелия при фиксированной температуре $T = 3,5$ К, а диаграмму деформации регистрировали в координатах нагрузка P –время t (с временной инерцией $1с$). Относительное удлинение определяли из соотношения $\epsilon = v_{st}t/l$ (скорость перемещения штока нагружающего устройства $v_{st} = 0,5$ мкм·с⁻¹, l — начальная длина рабочей части образца) с погрешностью ±0,1%, а деформирующее напряжение $\sigma = P(1+\epsilon)/S$ (S — сечение образца) с погрешностью ±5·10⁻³ МПа.

Сплавы Pb–(0,01–55) ат.% In являются сверхпроводниками II рода и имеют температуру перехода в сверхпроводящее состояние $T_c = (7,2–6,5)$ К, а также величины магнитной индукции, соответствующие

переходу в нормальное состояние, $B_{c2}(3,5\text{ К}) = (0,06–0,5)$ Тл [8]. В ходе испытаний для изменения состояния электронной системы (сверхпроводящее, смешанное или нормальное) использовали магнитное поле продольной ориентации относительно оси растяжения образца.

3. Экспериментальные результаты

Понижение деформирующего напряжения в виде скачков (drops) малой амплитуды наблюдали у поликристаллов сплавов Pb–(20–55) ат.% In в достаточно узком интервале температур $\Delta T \approx 2–4$ К, что согласуется с результатами, полученными ранее [7].

В настоящей работе не ставилась задача подробного изучения температурной зависимости явления и поэтому все измерения были выполнены при фиксированной температуре испытания $T = 3,5$ К, при которой вероятность обнаружения малоамплитудной скачкообразной деформации достаточно велика.

Неустойчивость пластической деформации в виде аperiодических скачков (сбросов) деформирующей нагрузки малой амплитуды может быть рассмотрена на примере поликристалла сплава Pb–39 ат.% In (температура предварительного отжига $T_{ан} = 100^\circ\text{С}$), для которого участок кривой нагружения $P(t)$ показан на рис. 1,а.

Пластическое течение этого сплава в нормальном состоянии ($B = B_{c2}(3,5\text{ К}) = 0,49$ Тл) происходит плавно и равномерно, а его переход в сверхпроводящее состояние ($B = 0$) приводит, во-первых, к снижению уровня деформирующей силы образца на величину δP_{ns}^i за счет уменьшения силы электронного торможения дислокаций [9] и, во-вторых, к следующим друг за другом сбросам нагрузки с амплитудой δP_{dr}^i , которым соответствует удлинение образца на δl_{dr}^i .

На рис. 1,б приведены участки $P(t)$ диаграммы сплавов (исходное состояние) Pb–20 ат.% In и Pb–37 ат.% In, деформация которых происходила только в сверхпроводящем состоянии. Увеличение концентрации индия приводит к возрастанию амплитуды скачков и уменьшению их количества (соответственно от 47000 до 3900).

Для количественного анализа неустойчивости течения изучаемых объектов весь диапазон пластической деформации разбивали на участки $\Delta\epsilon = (0,5–0,7)\%$ и в качестве локальных характеристик использовали: средние локальные величины скачка $\delta\sigma_{dr}$ и удлинения при сбросе нагрузки δl_{dr} , а также количество скачков n_{dr} на 1% относительного удлинения на интервале $\Delta\epsilon$. Кроме того, рассчитывали средние значения $\langle\delta\sigma_{dr}\rangle = \sum\delta\sigma_{dr}^i/(\epsilon_f - \epsilon_b)$ и $\langle n_{dr}\rangle = N_{dr}/(\epsilon_f - \epsilon_b)$ для всего интервала деформаций ($\epsilon_f - \epsilon_b$), для которого наблюдали сбросы нагрузки (ϵ_b и ϵ_f — начало и ко-

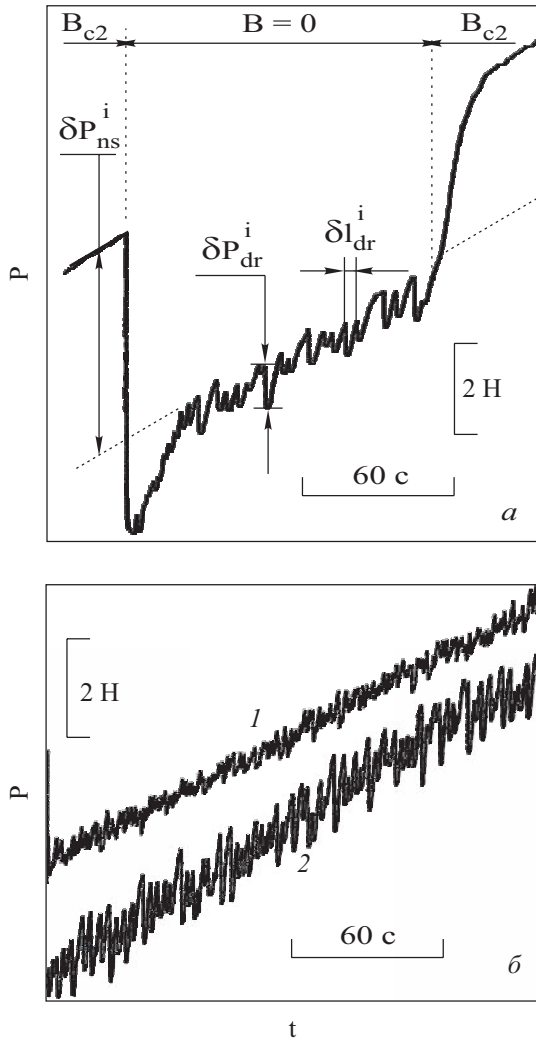


Рис. 1. Участки кривой нагружения поликристаллов сплавов: Pb-39 ат. % In ($T_{an} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$) — деформация в нормальном и сверхпроводящем состояниях (а), Pb-20 ат. % In ($T_{an} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) (1) и Pb-37 ат. % In ($T_{an} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) (2) — деформация только в сверхпроводящем состоянии (б).

нец проявления скачкообразной деформации, $\sum \delta\sigma_{dr}^i$ — сумма всех амплитуд и N_{dr} — общее количество скачков).

Для сплава Pb-39 ат.% In (рис.1,а) диапазон изменения амплитуды скачков лежит в пределах $(1-5)\cdot 10^{-2}$ МПа, а отношение амплитуды скачка к величине разупрочнения при сверхпроводящем переходе $\delta\sigma_{dr}$ и к уровню σ соответственно составляет: $\delta\sigma_{dr} / \delta\sigma_{ns} \approx 0,05-0,2$ и $\delta\sigma_{dr} / \sigma \approx 10^{-4} - 10^{-3}$.

Наличие скачков в сверхпроводящем состоянии и их отсутствие в нормальном состоянии позволяет проследить за величинами $\delta\sigma_{dr}$, n_{dr} при увеличении концентрации нормальной фазы (переход в смешанное состояние) и установить граничное значение

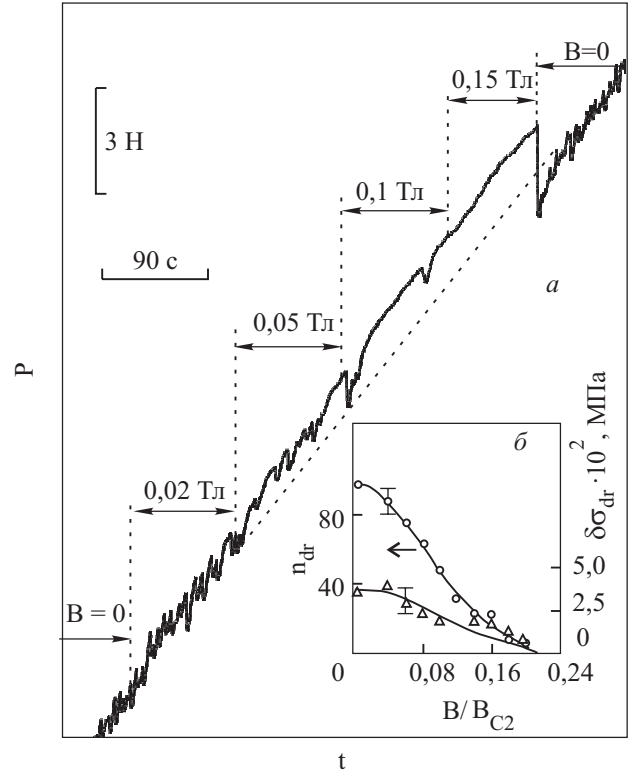


Рис. 2. Ход кривой $P(t)$ сплава Pb-39 ат. % In ($T_{an} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$) с ростом индукции магнитного поля B (а), а также изменение амплитуды $\delta\sigma_{dr}$ и количества скачков n_{dr} при увеличении B (б).

внешнего магнитного поля, выше которого исчезает неустойчивость пластического течения.

На рис. 2,а показано изменение хода кривой $P(t)$ сплава Pb-39 ат.% In ($T_{an} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$) по мере увеличения индукции магнитного поля B . До проникновения магнитного потока в сверхпроводник ($B_{c1} \leq 0,1B_{c2}$, $B_2(3,5\text{ K}) = 0,49\text{ Тл}$) $\delta\sigma_{dr}$ и n_{dr} остаются практически неизменными и только по мере увеличения концентрации нормальных электронов (вихревая структура смешанного состояния) скачкообразная деформация затухает и при $B \geq 0,1\text{ Тл}$ исчезает полностью.

Представленные зависимости $\delta\sigma_{dr}$, $n_{dr} = f(B)$ (рис. 2,б) плавно спадают до нуля и указывают на высокую чувствительность параметров скачкообразной деформации даже к небольшим изменениям состояния электронной системы. Поэтому для исключения влияния остаточного магнитного потока, который может возникнуть в деформируемом металле в условиях циклической смены сверхпроводящего и нормального состояний, кривые $P(t)$ всегда соответствовали нагружению сплавов только в сверхпроводящем состоянии.

Для изучения влияния состояния дефектной структуры на характеристики прерывистого течения сплавов использовали следующие возможности: измене-

ние количества атомов примеси в матрице основного компонента, изменение концентрации собственных дефектов в начальном состоянии (вариация температуры предварительного отжига $T_{ан}$) и изменение концентрации деформационных дефектов в процессе растяжения образца.

В качестве параметра, определяющего степень искажения кристаллической решетки в процессе низкотемпературной деформации, использовали величину относительного удлинения образца ϵ .

Типичные зависимости амплитуды и количества скачков от степени деформации ϵ для сплавов разного состава (исходное состояние, $T_{ан} = 20$ °C) приведены на рис. 3. В отличие от крупномасштабных скачков деформирующего напряжения ($\delta\sigma_{др} \approx 1\text{--}10$ МПа), которые возникают по достижении критического напряжения $\delta\sigma_{cr} \gg \sigma_0$ (σ_0 — предел текучести материала) и соответствующей деформации ϵ_{cr} [1–3], скачки напряжения малой амплитуды появляются в сверхпроводящем состоянии и на начальном этапе формирования структуры смешанного состояния сразу же по достижении предела текучести. При нагружении металла в нормальном состоянии неустойчивость пластического течения не проявляется во всем диапазоне измеренных деформаций.

Как видно на рис. 3, диапазон изменения параметров скачкообразной деформации составляет: $\delta\sigma_{др} = (0,5\text{--}10) \cdot 10^{-2}$ МПа и $n_{др} = (0\text{--}150)$, а предельная деформация проявления неустойчивости течения ϵ_f становится меньше по сравнению с ресурсом пластичности ϵ_{pl} по мере роста концентрации индия.

С увеличением количества атомов второго компонента происходит трансформация вида кривых $\delta\sigma_{др}(\epsilon)$. Так, для $C = 20$ ат.% In наблюдается плавное нарастание амплитуды скачка во всем интервале деформаций вплоть до разрушения образца, для $C = 41$ ат.% In и 55 ат.% In зависимость $\delta\sigma_{др}(\epsilon)$ имеет максимум, а предельное значение ϵ_f снижается с увеличением концентрации второго компонента.

Кривые $n_{др}(\epsilon)$ для сплавов с разным C имеют подобную колоколообразную форму, положение $n_{др}^{max}(\epsilon)$ с увеличением C смещается в область меньших ϵ .

Поскольку с увеличением концентрации второго компонента вид кривой $\delta\sigma_{др}(\epsilon)$ трансформируется, а для $n_{др}(\epsilon)$ характерно изменение общего количества скачков при разных значениях ϵ_f , то для сопоставления сплавов разного состава целесообразно использовать для всего интервала проявления неустойчивости течения такие усредненные характеристики, как $\langle\delta\sigma_{др}\rangle$ и $\langle n_{др}\rangle$.

Показанные на рис. 4, а, б зависимости $\langle\delta\sigma_{др}\rangle(\epsilon)$ и $\langle n_{др}\rangle(\epsilon)$ свидетельствуют о том, что область проявления малоамплитудной скачкообразной деформации ограничена концентрациями 20–55 ат.% In; усреднен-

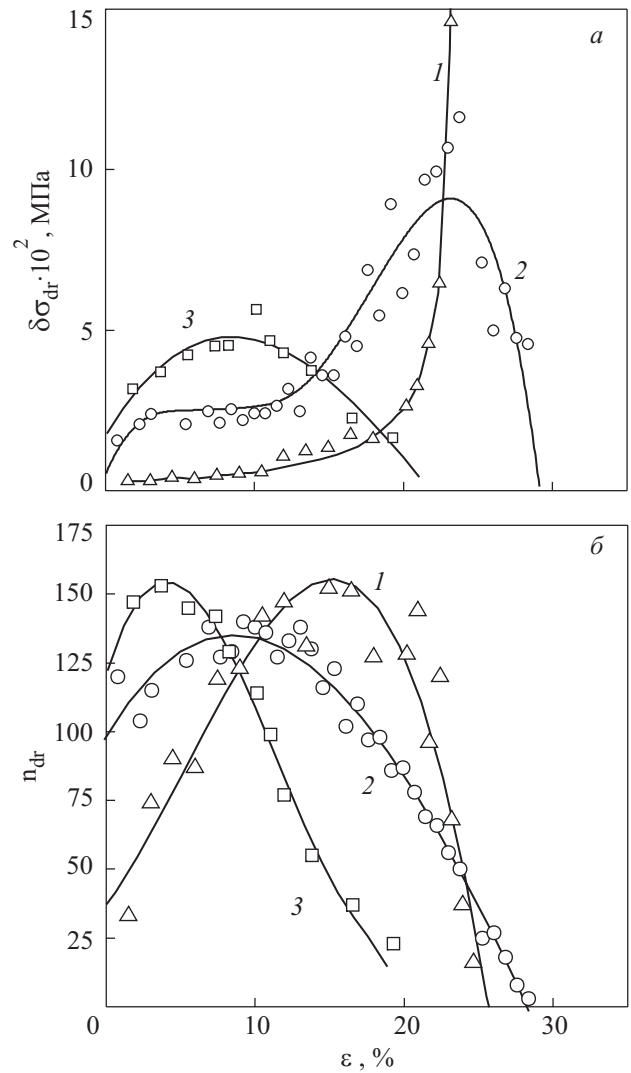


Рис. 3. Зависимость амплитуды $\delta\sigma_{др}$ (а) и количества скачков $n_{др}$ (б) от степени деформации сплавов (исходное состояние) Pb–20 ат. % In (1), Pb–41 ат. % In (2) и Pb–55 ат. % In (3).

ная амплитуда скачка плавно нарастает с увеличением C , достигая своего максимального значения $\approx 10^{-1}$ МПа, а затем убывает практически до нуля; усредненное количество скачков $\langle n_{др}\rangle$ ведет себя подобным образом с изменением C .

Невозможность наблюдения скачков с малой амплитудой у сплавов с концентрацией $C < 20$ ат.% In и чистого свинца, возможно, может быть связана с большой временной инерцией регистрирующего устройства (1 с) и невысокой чувствительностью регистрации действующей нагрузки в системе образец–деформирующее устройство (10^{-1} Н на 1 мм шкалы электронного потенциометра), а также с отсутствием явления у сплавов с низкой концентрацией индия.

Величина предела текучести является одной из характеристик материала весьма чувствительной к состоянию его структуры, созданной дефектами дефор-

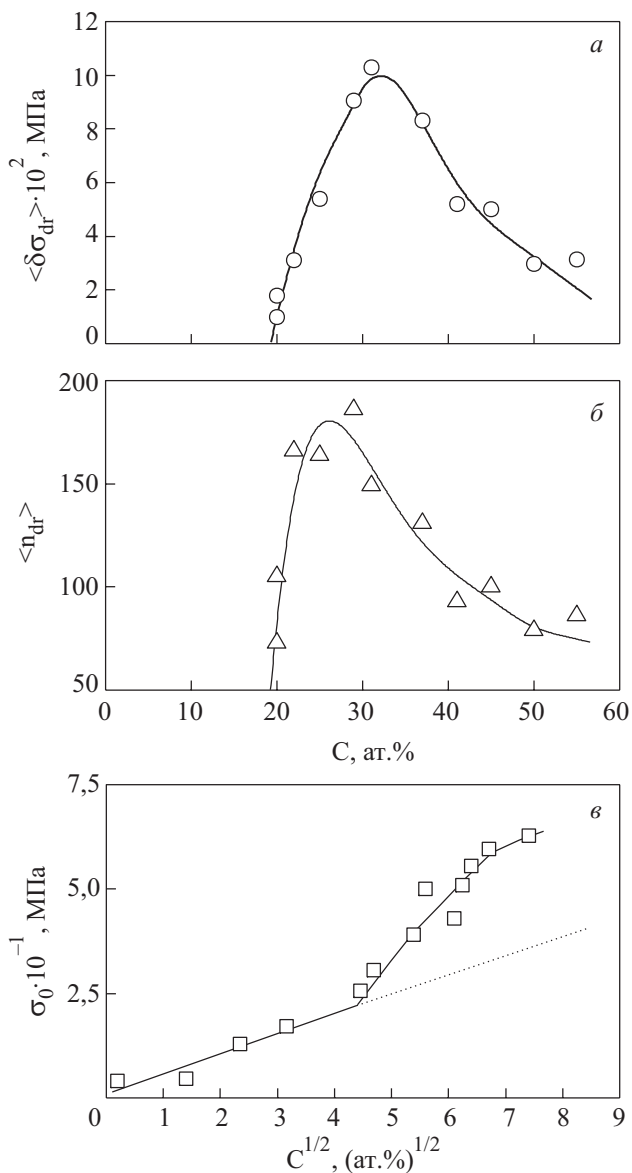


Рис. 4. Изменение $\langle \delta\sigma_{dr} \rangle$ (а) и $\langle n_{dr} \rangle$ (б) от C и концентрационная зависимость предела текучести сплавов (в).

мационного и примесного типа. Анализ экспериментальных данных для монокристаллов сплавов Pb–In [10] в координатах величина предела текучести $\sigma_0 - C^{1/2}$ показал наличие линейной зависимости между этими величинами в интервале концентраций (1–10) ат. % In и существенное отклонение в сторону больших значений предела текучести для $C = 20$ ат. % In. Авторы [10] связывают такое увеличение предела текучести с влиянием на низкотемпературное движение дислокаций областей ближнего порядка (кластеров), возникающих при больших концентрациях индия.

Аналогичное поведение обнаруживает полученная в настоящей работе зависимость предела текучести σ_0

поликристаллических сплавов Pb–(0,01–55) ат.% In от $C^{1/2}$. Представленная на рис. 4, в для этих сплавов зависимость $\sigma_0(C^{1/2})$ указывает на линейный характер изменения предела текучести с увеличением концентрации второго компонента до $C < 20$ ат.% In. Для интервала $C = (20–55)$ ат.% In наблюдается отклонение зависимости $\sigma_0(C^{1/2})$ от линейности в сторону больших значений деформирующего напряжения (так для $C = (30–40)$ ат. % In отклонение является двукратным).

Сопоставление зависимостей $\langle \delta\sigma_{dr} \rangle(\epsilon)$, $\langle n_{dr} \rangle(\epsilon)$ (рис. 4, а, б) и $\sigma_0(C^{1/2})$ (рис. 4, в) указывает на совпадение интервала концентраций атомов индия, в котором наблюдается дополнительное увеличение предела текучести и проявляется малоамплитудная скачкообразная деформация.

Еще одной из характеристик, определяющей одиночный скачок, является абсолютная величина удлинения образца δl_{dr} . Несмотря на то, что величины $\delta\sigma_{dr}$ и δl_{dr} линейно связаны между собой через эффективный модуль жесткости в системе нагружающее устройство–деформируемый образец, который по мере упрочнения металла не остается постоянным, а начальная и конечная фаза следующих друг за другом скачков могут частично перекрываться между собой, представляется целесообразным непосредственное измерение абсолютного значения удлинения образца между соседними скачками нагрузки (рис. 1, а).

Для концентраций сплава с максимальным проявлением неустойчивости пластического течения в сверхпроводящем состоянии (Pb–29 ат.% In и Pb–31 ат.% In в исходном состоянии) величины δl_{dr} при различных значениях амплитуды скачка $\delta\sigma_{dr}$ приведены на рис. 5. По величине абсолютного удлинения образца возможно оценить количество дислокаций $\Lambda = \delta l_{dr}/b$ (для $C \approx 30$ ат.% In вектор Бюргерса $b = 3,45 \cdot 10^{-10}$ м), дающих вклад в деформацию образца при каждом скачке нагрузки. Так, для амплитуды $\delta\sigma_{dr} \approx 10^{-1}$ МПа величина удлинения равна $\delta l_{dr} \approx 1$ мкм (рис. 5), что соответствует количеству таких дислокаций $\Lambda \approx 3 \cdot 10^3$.

Состояние структуры, созданной деформационными дефектами, возможно варьировать температурой отжига исходного состояния, которое возникает после прокатки заготовки со степенью обжатия $\delta = 0,8–0,9$ при комнатной температуре.

На рис. 6, а показаны зависимости $\delta\sigma_{dr}$ и n_{dr} от степени относительного удлинения сплава Pb–41 ат.% In, который прошел предварительную термообработку при 50 °С и 200 °С в течение 1 часа. Повышение T_{an} (уменьшение начальной концентрации деформационных дефектов, увеличение размера зерна) приводит к снижению, примерно, в четыре раза максимальной амплитуды скачка $\delta\sigma_{dr}^{max}(T_{an} = 50 \text{ °С}) = 6 \cdot 10^2$ МПа и

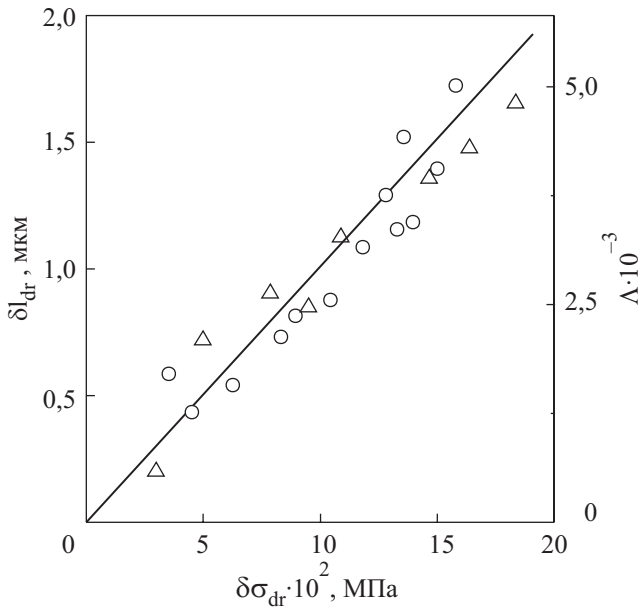


Рис. 5. Приращение удлинения образца δl_{dr} и количество дислокаций Λ , дающих вклад в деформацию образца, как функция амплитуды скачка $\delta\sigma_{dr}$ для сплавов Pb–29 ат. % In (O) и Pb–31 ат. % In (Δ) ($T_{an} = 20^\circ\text{C}$).

$\delta\sigma_{dr}^{max}(T_{an} = 200^\circ\text{C}) = 1,5 \cdot 10^3$ МПа, а также к трансформации вида зависимости $\delta\sigma_{dr}(\epsilon)$.

Увеличение ресурса пластичности при возрастании температуры предварительного отжига практически не изменяет вида зависимости $n_{dr}(\epsilon)$ (рис. 6,б), но приводит к уменьшению количества скачков в максимуме с $n_{dr}(T_{an} = 50^\circ\text{C}) = 170$ до $n_{dr}(T_{an} = 200^\circ\text{C}) = 100$ и снижению общего их количества от $N_{dr}(T_{an} = 50^\circ\text{C}) = 4000$ до $N_{dr}(T_{an} = 200^\circ\text{C}) = 3200$.

Средние значения скачка напряжения и количества скачков в зависимости от температуры предварительного отжига сплава Pb–41 ат. % In приведены на рис. 6,в. С повышением температуры предварительного отжига T_{an} (созданием более совершенной внутренней структуры сплава) величины $\langle\delta\sigma_{dr}\rangle$ и $\langle n_{dr}\rangle$, характеризующие интенсивность проявления нестабильности пластического течения, уменьшаются.

4. Обсуждение

Приведенные экспериментальные результаты позволяют определить условия возникновения и основные признаки малоамплитудной неустойчивости пластического течения сплавов Pb–In:

- аperiодические сбросы нагрузки возникают при $T = 3,5$ К и при концентрациях сплава Pb–(20–55) ат. % In;

- амплитуда скачкообразной деформации находится в пределах $5 \cdot 10^{-3} - 1,5 \cdot 10^{-1}$ МПа, что составляет 0,05–0,2 от величины $\delta\sigma_{ns}$ и $10^{-4} - 10^{-3}$ от общего уровня деформирующего напряжения;

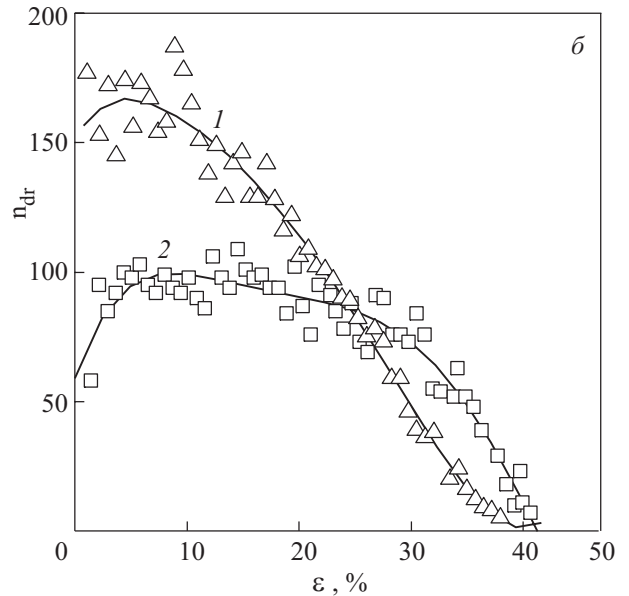
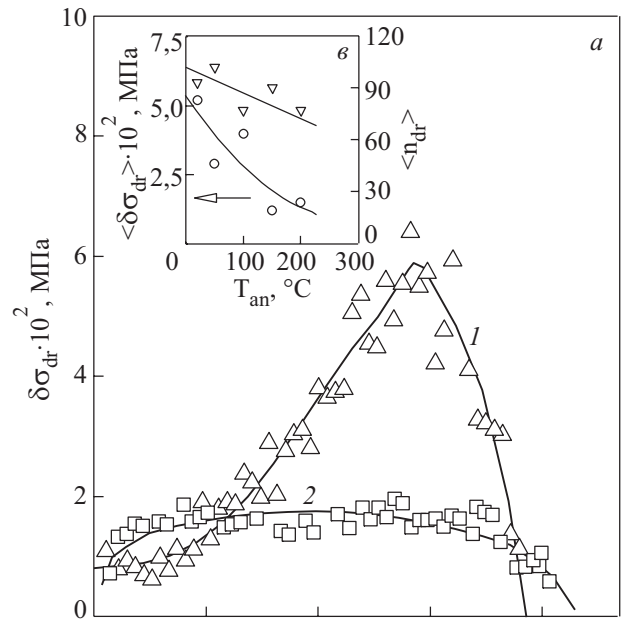


Рис. 6. Величины $\delta\sigma_{dr}$ и n_{dr} как функция относительного удлинения сплава Pb–41 ат. % In для температур предварительного отжига T_{an} , $^\circ\text{C}$: 50 (1), 200 (2) (а) и (б). Зависимость $\langle\delta\sigma_{dr}\rangle$ и $\langle n_{dr}\rangle$ от T_{an} (в).

- скачки малой амплитуды наблюдаются при деформировании только в сверхпроводящем состоянии и во внешнем магнитном поле $B_{c1} \leq B \leq 0,1 B_{c2}$;

- скачкообразная деформация возникает сразу после достижения предела текучести металла (пороговое значение деформирующего напряжения отсутствует) и проявляется в определенном интервале деформаций (вблизи предела прочности спады нагрузки могут не проявляться).

Первоначальный анализ причин возникновения неустойчивости течения со скачками малой амплитуды свинца в сверхпроводящем состоянии и температур-

ном интервале 1,9–3 К [5] позволил сделать вывод о неприменимости механизма термомеханической неустойчивости, а возникновение скачкообразной деформации связывали с проявлением инерционных свойств дислокации при снижении электронной вязкости в сверхпроводящем состоянии.

Поскольку в соответствии с данными рис. 3 и 6 в сплавах Pb–(20–55) ат.% In критическое напряжение начала возникновения неустойчивости течения отсутствует, то оценим величину разогрева металла за счет работы деформирования.

При условии однородного пластического течения со скоростью $\dot{\epsilon}$ и равномерном распределении в объеме материала источников тепла мощностью $\sigma\dot{\epsilon}$ и коэффициенте трансформации работы деформирования в тепло $\beta = 0,5$ повышение температуры образца составит [2,11,12]

$$\Delta T = \beta \sigma \dot{\epsilon} (4\lambda / cd^2 + d / 2h)^{-1}. \quad (1)$$

Для численных значений параметров деформирования сплава Pb–30 ат.% In ($\dot{\epsilon} = 310^{-5} \text{ с}^{-1}$, $\sigma = 10^2 \text{ МПа}$, толщина образца $d = 1,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, теплопроводность в сверхпроводящем состоянии $\lambda(3,5 \text{ К}) = 1,5 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$ [7] и мощность теплоотода в жидкий гелий $h = 3 \cdot 10^3 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{К}^{-1}$ [11]) получим $\Delta T \approx 10^{-3} \text{ К}$.

У сплава Pb–30 ат.% In наблюдается температурная аномалия предела текучести и в интервале температур 1,5–10 К величина $\partial\sigma_0 / \partial T > 0$ составляет $1,5 \text{ МПа} \cdot \text{К}^{-1}$, что для приведенных оценок ΔT не позволяет достигнуть экспериментальных значений сбросов деформирующего напряжения $\delta\sigma_{\text{др}} \approx 5 \cdot 10^{-3} - 1,5 \cdot 10^{-1} \text{ МПа}$ (рис. 3).

Отсутствие скачков напряжения в нормальном состоянии (рис. 1) и подавление их внешним магнитным полем (рис. 2) указывает на то, что одним из главных факторов, определяющих природу неустойчивости, является состояние электронной системы металла-сверхпроводника.

При движении дислокационного сегмента размером L без участия термической активации основным критерием его незадемпфированности является [1]

$$BL \leq 2\pi(ME_L)^{1/2}, \quad (2)$$

где коэффициент динамического трения дислокации $B = B_{\text{ph}} + B_e \approx B_e$ (при $T \leq 10 \text{ К}$ в металлах электронное торможение превалирует над торможением на тепловых возбуждениях кристаллической решетки $B_{\text{ph}} \ll B_e$), M и E_L соответственно масса и линейное натяжение единицы длины дислокации.

При переходе в сверхпроводящее состояние относительное снижение коэффициента электронного торможения дислокаций составляет [1]

$$\frac{B_e^s}{B_e^n} = \frac{2}{\exp[\Delta(T) / kT] + 1}. \quad (3)$$

Для характерных значений сверхпроводящих параметров системы Pb–In ($T_c \approx 7 \text{ К}$, $\Delta(T) = 1,76kT_c f(T/T_c)$ [13]) и температуре $T = 4,2 \text{ К}$ $B_e^s / B_e^n \leq 0,1$, что указывает на практически полное исчерпание ресурса нарастания незадемпфированности дислокационного сегмента и его вклада в снижение уровня деформирующего напряжения при дальнейшем снижении температуры.

Отсутствие скачков деформирующего напряжения при $T = 4,2 \text{ К}$ и их возникновение при $T = 3,5 \text{ К}$, проявление скачкообразной деформации в определенном интервале концентраций второго компонента ($C > 20\text{--}55 \text{ ат.}\% \text{ In}$) (рис. 4), снижение амплитуды скачка с развитием деформации (уменьшением размера дислокационного сегмента L), исчезновение неустойчивости течения вблизи предела прочности материала (рис. 3 и 4) не позволяют считать инерционный механизм основным для объяснения полученных результатов.

В связи с этим рассмотрим особенности структурных состояний сплавов системы Pb–In с разной концентрацией второго компонента. Сопоставление концентрационной зависимости предела текучести и структурного состояния сплавов системы Pb–In [10,14] позволило сделать вывод о том, что при концентрации индия 20 ат.% In в объеме образца возникает локальное упорядочение атомов в виде кластеров. Такие кластеры могут быть эффективными стопорами для движущихся дислокаций, что способствует дополнительному упрочнению металла.

Значительное повышение предела текучести (рис. 4,в) возможно при статистически равномерном распределении в объеме металла препятствий (кластеров) мощностью $H_{\text{cl}} = 0,57 \text{ эВ}$ на фоне примесного упрочнения однородным твердым раствором с $H = 0,25 \text{ эВ}$ [10].

Поскольку малоамплитудная скачкообразная деформация проявляется интенсивно в сверхпроводящем состоянии при температуре, когда ресурс нарастания незадемпфированности дислокационного сегмента в твердом растворе индия в свинце ($C = 20\text{--}55 \text{ ат.}\% \text{ In}$) практически полностью исчерпан, то необходимо рассматривать изменение сверхпроводящих свойств кластера, которое стимулирует неустойчивость пластического течения.

Измерение интенсивности диффузионного рассеяния рентгеновских лучей позволило предположить, что в сплаве Pb–20 ат.% In кластеры размером $\approx 2 \text{ нм}$ состоят из атомов индия [14].

Другой возможный состав кластера следует из анализа диаграммы состояний сплавов системы Pb–In [15]. В этой системе существуют следующие состояния: твердые растворы индия в свинце (Pb) и свинца в индии (In), а также промежуточная α_1 -фаза. Измере-

ние периода кристаллической решетки указывают на то, что α_1 -фаза в среднем содержит 20 ат.% Pb и имеет гранецентрированную тетрагональную решетку с соотношением осей $c/a < 1$. Эта фаза устойчива в интервале температур 0–160 °C и концентраций 17–25 ат.% Pb.

При $T < 273$ К в сплавах Pb–(20–55) ат.% In в твердом растворе (Pb) возможно возникновение неустойчивой промежуточной α_1 -фазы [15]. Сопоставление температуры интенсивного проявления скачкообразной деформации $T = 3,5$ К и значения индукции магнитного поля $B \approx 0,1$ Тл, подавляющей неустойчивость пластического течения. (рис. 1 и 2), со сверхпроводящими характеристиками возможного материала кластера (In: сверхпроводник I рода, $T_c = 3,4$ К, $B_c = 0,03$ Тл или In–20 ат. % Pb: сверхпроводник II рода, $T_c \approx 5$ К, $B_{c2} = 0,15$ Тл [8]) позволяет предположить, что α_1 -фаза ответственна за формирование мощных локальных препятствий.

Наличие более высоких потенциальных барьеров, которые создаются выделениями в матрице основного раствора, способствует увеличению уровня внутренних напряжений в кристаллической решетке сплава за счет создания неподвижных скоплений дислокаций. При температуре $T \approx 5$ К твердый раствор (Pb) с $T_c \approx 7$ К находится в сверхпроводящем состоянии, и это не приводит к спонтанной разрядке этих дислокационных скоплений, хотя произошло существенное снижение коэффициента электронного торможения дислокаций ($B_e^s / B_e^n \leq 0,1$). При этой температуре α_1 -фаза является нормальным металлом.

При достижении $T \approx 3,5$ К переход кластеров α_1 -фазы в сверхпроводящее состояние позволяет отдельным группам дислокаций преодолеть потенциальный барьер повышенной мощности. При этом воздействие сверхпроводящего перехода на систему выделений можно рассматривать в двух аспектах: непосредственное уменьшение энthalпии активации движения дислокаций через потенциальный барьер (в случае взаимодействия дислокации с точечным дефектом примесного типа $\Delta H = 0,65 \cdot 10^{-3}$ эВ [16], что при $H_{c1} = 0,57$ эВ [10] составит $\Delta H/H_{c1} \approx 1$ %) и возрастание вклада инерционного эффекта в подвижность дислокационной системы. В последнем случае увеличение подвижности дислокаций может быть обусловлено снижением критического напряжения отрыва дислокационной линии от стопора $\tau_{cr} = 2E_0/\pi b^2 L$ (E_0 — энергия связи со стопором уменьшается при переходе в сверхпроводящее состояние на величину $\approx \Delta H$) [1], а также снижением эффективной вязкости электронной системы сплава за счет перехода кластеров в сверхпроводящее состояние.

Наращение интенсивности скачкообразной деформации в интервале концентраций сплава

(20–30) ат.% In может быть связано с увеличением общего количества кластеров, а спад $\langle \delta\sigma_{dr} \rangle$ и $\langle n_{dr} \rangle$ при более высоких концентрациях второго компонента, возможно, происходит за счет увеличения их размеров.

Поскольку в сверхпроводящем состоянии малоамплитудная скачкообразная деформация протекает на фоне общего деформационного упрочнения металла ($\partial\sigma/\partial\varepsilon \geq 0$) (рис. 1), то пластическое течение металла можно рассматривать как состоящее из двух одновременно протекающих процессов. Один из них (основной) — определяется динамикой и взаимодействием собственных и примесных дефектов, что и обуславливает положительное деформационное упрочнение металла. Другой связан с частичным (локальным) разупрочнением металла ($\partial\sigma/\partial\varepsilon \leq 0$) в результате специфического поведения дислокационной системы.

Одновременность протекания указанных процессов предполагает также их пространственное разделение в пределах объема деформируемого образца. Это следует из того, что при нагружении в сверхпроводящем состоянии на кривой $\sigma(\varepsilon)$ металла содержится непрерывная последовательность следующих друг за другом скачков напряжения с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения, а также участки нагружения образца в упругой области деформирования. Если бы сбросы деформирующего напряжения происходили бы во всем объеме образца V_{samp} , то невозможно было бы сохранить деформационное упрочнение металла на прежнем уровне из-за непрерывной разрядки дислокационной структуры за счет выхода дислокаций Λ в каждом скачке на внешние и внутренние поверхности раздела испытываемого образца. Так, при деформации сплава Pb–29 ат.% In на уровне $\varepsilon \approx 10\%$ суммарная амплитуда скачков значительно превышает деформационное упрочнение образца $(\delta\sigma_{dr} n_{dr}) / (\partial\sigma / \partial\varepsilon) \approx 5$ (при этом наличие или отсутствие скачков существенно не изменяет ход кривой деформационного упрочнения металла). Поэтому будем рассматривать локализацию интенсивной деформации в объеме $v_{loc} \leq V_{samp}$ в предположении статистически равномерного возникновения ее в объеме деформируемого образца и невозможности активации движения больших групп дислокаций дважды в одном и том же месте. Усредненный линейный размер такой области может быть оценен как $l_{loc} = (V_{samp} / N_{dr})^{1/3}$ (N_{dr} — общее количество скачков). Для используемой геометрии образца и $N_{dr} = (1-5) \cdot 10^3$ (рис. 3) величина линейного размера области локализации составляет $l_{loc} \approx 0,3$ мм.

В связи с введением объема локализации рассмотрим возможный механизм и последовательность событий процесса малоамплитудной скачкообразной деформации. Реализация этого механизма предполагает коллективное силовое (атермическое) преодоление

потенциального барьера, высота которого снижается при переходе кластера промежуточной α_1 -фазы в сверхпроводящее состояние, группой из Λ дислокаций, что приводит к разрядке внутренних напряжений деформируемого металла в объеме v_{loc} в течение времени δt . Измерение времени развития различных фаз скачка (неустойчивость пластического течения с большой амплитудой скачка) дает величину длительности первого этапа $\delta t \approx 10^{-4}$ с [17].

Спонтанное преодоление потенциального барьера и перемещение такой группы ($\Lambda = 10^3-10^4$) приводит к частичному исчерпанию ресурса подвижных дислокаций в пределах локального объема. Двигаясь надбарьерно, такой дислокационный поток рассеивает свою энергию в виде тепла и создает локальное повышение температуры. Для столь небольших объемов пластической деформации оценим локальное повышение температуры.

При надбарьерном движении энергия дислокации рассеивается в виде тепла $w = B_{el} v_d^2$ [1]. Для Λ дислокаций в группе, которые при низкой температуре ($T = 3,5$ К) перемещаются на расстояние l_{loc} в течение времени δt , рассеяние энергии на электронах проводимости равно

$$W = B_e^s v_d^2 \Lambda \delta t, \quad (4)$$

а повышение температуры локального объема составит

$$\Delta T = W / c_p l_{loc} = B_e^s \Lambda / c_p \delta t. \quad (5)$$

После подстановки численных значений: $B_e^s = 0,1 B_e^n = 1,5 \cdot 10^{-6}$ Па·с [1], $\Lambda = 3 \cdot 10^3$, теплоемкости $c_p(3,5 \text{ К}) \approx 5 \cdot 10^2$ Дж/м³·К [18] и $\delta t \approx 10^{-4}$ с [17] получим повышение температуры локального объема на $\Delta T \approx 5 \cdot 10^{-2}$ К, что близко к оценке повышения температуры при однородном деформировании материала. Столь незначительный разогрев кристаллической решетки не может оказать существенное влияние на термоактивируемое преодоление препятствий дислокациями металла.

Приведенные экспериментальные результаты позволяют сделать вывод о том, что нестабильность пластического течения в виде скачков деформирующего напряжения малой амплитуды ($10^{-2}-10^{-1}$) МПа наблюдается при выполнении определенных условий: наличие сверхпроводящего состояния и определенно интервала концентраций сплавов системы Pb–In. Такая малоамплитудная неустойчивость пластического течения может быть обусловлена особенностями структурного состояния сплавов и определена динамическими процессами в дислокационной системе.

1. В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов, *Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах*, Metallurgizdat, Москва (1975).
2. О.В. Клявин, *Физика пластичности кристаллов при гелиевых температурах*, Наука, Москва (1987).
3. В.В. Пустовалов, *ФНТ* **26**, 515 (2000).
4. В.С. Бобров, И.В. Виденский, *Материалы XX Всесоюзное совещание по физике низких температур*, Черноголовка (1979), ч. 3, с. 79.
5. E.Y. Gutmanas and Y. Estrin, *Phys. Status Solidi* **92**, 137 (1985).
6. И.Н. Кузьменко, В.В. Пустовалов, *Докл. АН УССР* **282**, 599 (1985).
7. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, В.М. Пинто Симоз, С.В. Лебедев, *Вісник ХНУ, сер. фіз.* **516**, 141 (2001).
8. J.E. Evetts and J.M.A. Wade, *J. Phys. Chem. Solids* **31**, 973 (1970).
9. В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, *ФНТ* **32**, 3 (2006).
10. Н.В. Исаев, В.С. Фоменко, В.В. Пустовалов, И.С. Брауде, *ФНТ* **28**, 522 (2002).
11. Г.А. Малыгин, *ФНТ* **12**, 849 (1986).
12. Г.А. Малыгин, *ФММ* **81**, 5 (1996).
13. Д.Р. Тилли, Дж. Тилли, *Сверхтекучесть и сверхпроводимость*, Мир, Москва (1977).
14. И.С. Брауде, Н.В. Исаев, О.Н. Онишко, *Вісник ХНУ, сер. фіз.* **739**, 164 (2006).
15. А.Е. Вол, И.К. Каган, *Строение и свойства двойных металлических сплавов*, Наука, Москва (1976).
16. А.М. Габович, Л.Г. Ильченко, Э.А. Пашицкий, *ФНТ* **6**, 296 (1980).
17. V. Obst and A. Nyilas, *Adv. Cryog. Eng.* **44**, A, 331 (1998).
18. М.П. Малков, И.Б. Данилов, А.Г. Зельдович, А.Б. Фрадков, *Справочник по физико-техническим основам глубокого охлаждения*, Энергоиздат, М.-Л. (1963).

Low-amplitude instable deformation of Pb–In alloys in the superconducting state

V.P. Lebedev, V.S. Krylovskiy, S.V. Lebedev, and S.V. Savich

An instability of the plastic flow in the form of low-amplitude ($10^{-2}-10^{-1}$ MPa) aperiodic drops of deformation stress has been observed and studied under deformation of Pb–(20–55) at.% In alloy polycrystals in the superconducting state. The amplitude of the stress drops and their number have been studied as a function of metal state (normal or superconducting), degree of crystal lattice distortion caused by deformation and impurity defects. A possible mechanism of low-amplitude unstable deformation of the alloys has been discussed.

PACS: **83.50.-v** Deformation and flow;
83.60.Wc Flow instabilities.

Keywords: instability of plastic flow, deformation stress drop, deformation and impurity defects.