

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.3'71:539.4.015

ПРОГРАММНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ

© 2009 г. И. М. Неклюдов*, Н. В. Камышанченко**, И. Н. Кузьменко**

*Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”,
61108 Харьков, ул. Академическая, 1, Украина

**Белгородский государственный университет, 308015 Белгород, ул. Победы, д. 85

Поступила в редакцию 30.12.2007 г.;
в окончательном варианте 12.02.2008 г.

Описаны основные положения известного способа программного упрочнения кристаллических тел. Показано, что при сочетании механического (деформация) и термического (отпуск, отжиг и старение) воздействий скорость нагружения определяется по скорости протекания диффузионных и микросдвиговых процессов релаксации внутренних напряжений в области скопления дефектов и образования устойчивых комплексов в результате направленной диффузии точечных дефектов.

PACS 81.40.Cd, 81.40.-z

ВВЕДЕНИЕ

Отжиг в напряженном состоянии является одним из путей реализации диффузионного и микросдвигового упрочнения кристаллических материалов. Термическая и механическая активация диффузионных и микросдвиговых механизмов релаксации локальных напряжений способствует установлению более однородной по напряжениям и энергетически равновесной структуры материалов. При этом важно обнаружить в кристаллах области низких внутренних напряжений и их упрочнить. Оказалось, что эту задачу удастся решить, если при отжиге материала или конструкции производить изменение нагрузки. Характер изменения величины нагрузки должен учитывать в каждый момент времени скорость протекания процессов, обеспечивающих релаксацию перенапряжений и упрочнение слабых мест.

Механические свойства кристаллов в макроупругой области деформаций определяются его структурой. Особый интерес с точки зрения исследования эволюции дислокационной структуры представляет случай, когда размножение дислокаций во всем объеме кристалла не происходит. В этом случае имеет место лишь смещение, аннигиляция и уход отдельных незакрепленных дислокаций к границам зерен или возникновение дислокаций в локальных перенапряженных областях на ранних стадиях нагружения (деформации).

ОСОБЕННОСТИ ТЕЧЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ПРОГРАММНОМ УПРОЧНЕНИИ

В реальных кристаллах существует целый спектр критических напряжений и потенциальных

барьеров для движущихся дислокаций, являющихся элементарными носителями сдвиговой деформации. Напряжения, при которых начинаются элементарные акты пластической деформации, существенным образом зависят от характера распределения внутренних напряжений в кристалле по величине потенциальных барьеров, как по высоте, так и по расположению в пространстве. На рис. 1 дается теоретическая кривая распространения потенциальных барьеров по высоте [1], а на рис. 2 приведены экспериментально полученные значения стартовых напряжений для дислокаций [2–4].

Зарождение и смещение дислокаций в отдельных местах дефектных кристаллов возможно при напряжениях, меньших величины предела текучести. Предел текучести определяется как напряже-

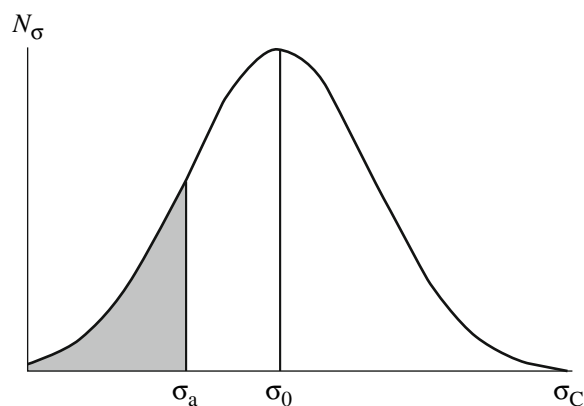


Рис. 1. Распределение пластических элементов N_σ по величине критических напряжений σ (распределение Гаусса).

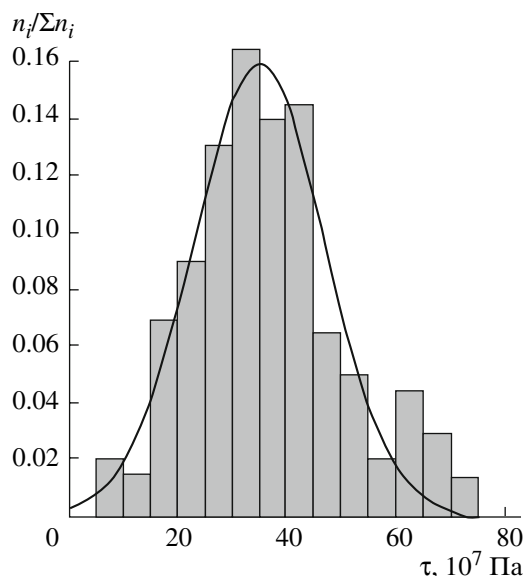


Рис. 2. Типичная гистограмма стартовых напряжений τ дислокаций в кристаллах.

ние начала интенсивного размножения дислокаций и преодоления ими препятствий путем “огибания” или “перерезания” (рис. 3).

Исследование микропластичности кристаллов позволяет выяснить природу источников и закономерности образования скоплений дислокаций, релаксации напряжений в результате взаимодействия друг с другом и переход их в более выгодное энергетическое состояние. Процессы микродеформации определяют величину макроскопического предела текучести, склонность к хрупкому разрушению материалов и поведение материалов при ползучести, релаксации и усталостных испытаниях.

Подавление процессов микропластичности способствует повышению предела текучести и улучшению воспроизводимости формы изделий при многократных нагружениях при нагрузках ниже предела текучести. Термические, механические, радиационные, электромагнитные и другие виды воздействий нарушают исходное квазиравновесное состояние кристаллических тел и способствуют протеканию различных физических процессов, приводящих к изменению и перераспределению внутренних напряжений.

Релаксации локальных напряжений и микропластичность в процессе отжига, отпуска, старения материала и изделий из них значительно быстрее протекает под действием плавно возрастающей нагрузки в макроупругой области деформации. Скорость нагружения при этом должна соответствовать скорости протекания диффузионной и микросдвиговой релаксации локальных напряжений. Такое механико-термическое воздействие получило название **программного нагружения** [5–8].

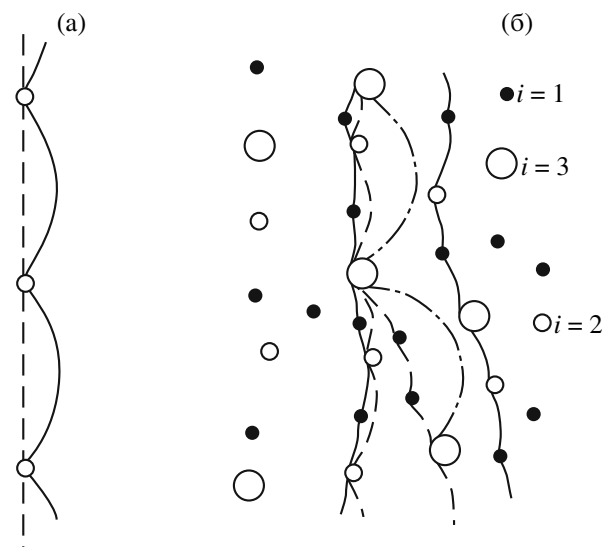


Рис. 3. Схема движения дислокаций под действием приложенного напряжения и отрыв от точек закрепления в случае одного (а) и трех типов барьеров (б).

При программном нагружении благодаря медленно возрастающей внешней нагрузке, с одной стороны, в области слабых мест возникает пластическая деформация, а с другой стороны, при определенной температуре отпуска и скорости нагружения происходит упрочнение этих мест за счет диффузионного потока точечных дефектов, способствующих частичному перераспределению и закреплению дислокаций. Одновременно происходит аннигиляция подвижных дислокаций.

Основное условие программного упрочнения заключается в соблюдении равенства на каждом уровне нагрузки между растущим внешним усилием и внутренним сопротивлением деформированию материала. Изменение величины прикладываемой нагрузки $\sigma(t)$ можно записать в виде

$$\sigma(t) = \int_0^t \sigma_n dt, \quad (1)$$

где σ_n – скорость возрастания напряжения при программном нагружении.

Использование данного метода упрочнения связано с трудностями определения технологии нагружения.

Скорость программного нагружения можно определить по характеру поведения внутреннего трения, электросопротивления и других свойств, однозначно связанных со скоростью и степенью протекания диффузных процессов в металлах под нагрузкой. Она может быть осуществлена на специальной установке для программного нагружения с обратной связью [9]. Из литературных источников известно, что с целью повышения конструкционной

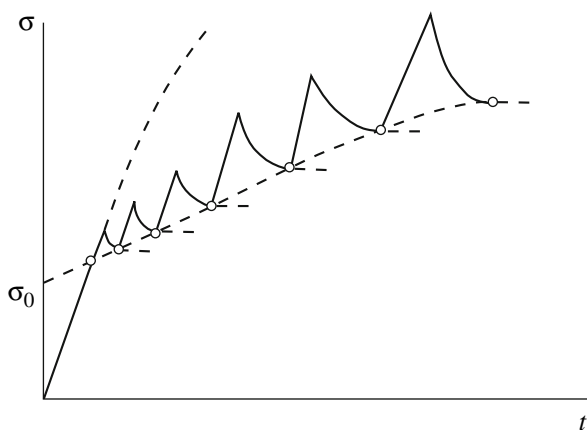


Рис. 4. Определение скорости программного нагружения с помощью ступенчатой релаксации напряжений с выходом на начало установившейся стадии на каждой ступени нагружения:

σ_0 – начальное напряжение, выше которого нагружение необходимо вести по данной программе, t – время.

прочности сосудов высокого давления программное нагружение производили со скоростью, находящейся в пропорциональной зависимости от скорости изменения теплосодержания и удельного объема материала [10–12].

Для экспериментального определения режима программного нагружения можно использовать метод ступенчатой релаксации с выходом на каждой ступени нагружения на начало установившейся стадии. Линия, проведенная через начальные точки установившейся стадии кривых ступенчатой релаксации, соответствует необходимому изменению нагрузки от времени при упрочняющем режиме нагружения (рис. 4). Важно отметить, этот способ одновременно регистрирует уровень напряжения σ_0 , начиная с которого нагружение необходимо вести со скоростью, соответствующей программе нагружения для исследуемого металла.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эксперименты выполнены на образцах из бескислородной меди и поликристаллического алюминия чистотой 99.995%. Образцы первой партии нагружались до величины $0.9\sigma_{0.2}$ ($\sigma_{0.2}$ – предел текучести) при температуре 300 К для алюминия и 400 К для меди с последующей релаксацией напряжения. Вторая партия нагружалась от величины $0.5\sigma_{0.2}$ до значения, не превышающего предела текучести металла при названных температурах, с релаксацией напряжения после каждой ступени нагружения. Третья партия обрабатывалась по предложенному выше способу. Остаточная деформация во всех случаях не превышала 0.3–0.4%.

В таблице приведены результаты измерения относительной величины прироста предела текучести $\Delta\sigma/\sigma_{0.2}$ для образцов, прошедших различные режимы механико-термической обработки. Как следует из результатов, наибольший эффект повышения предела текучести наблюдается у образцов, прошедших обработку по предложенному способу.

Температурный интервал ограничивался условиями интенсивного протекания диффузионного и микросдвигового механизмов релаксации напряжений. При этом должны образовываться устойчивые комплексы в процессе направленной диффузии точечных дефектов и перераспределения дислокаций в поле действия упругих напряжений. Известно, что при высоких температурах нагружения диффузионные процессы усиливаются, а упрочнение при этом уменьшается, что связано с уменьшением вероятности образования устойчивых комплексов точечных дефектов на дислокациях. Это подтверждают результаты эксперимента, проведенного на поликристаллическом алюминии при температуре 400 К. Положительный результат не был обнаружен, как после проведения релаксаций, так и при обработке по предлагаемому способу. С понижением температуры диффузионные процессы подавляются, а на упрочнение кристаллов при программном нагружении основное влияние оказывают микросдвиговые процессы перераспределения дислокаций и уход

Таблица

№ партии	Материал	Способ обработки	Количество ступеней	T , К	$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{0.2}}$, %
1	Алюминий	Релаксация напряжений	1	300	8
2	Алюминий	Релаксация напряжений	5	300	13
3	Алюминий	По предлагаемому способу	–	300	19
4	Медь	Релаксация напряжений	1	400	17
5	Медь	Релаксация напряжений	5	400	23
6	Медь	По предлагаемому способу	–	400	32

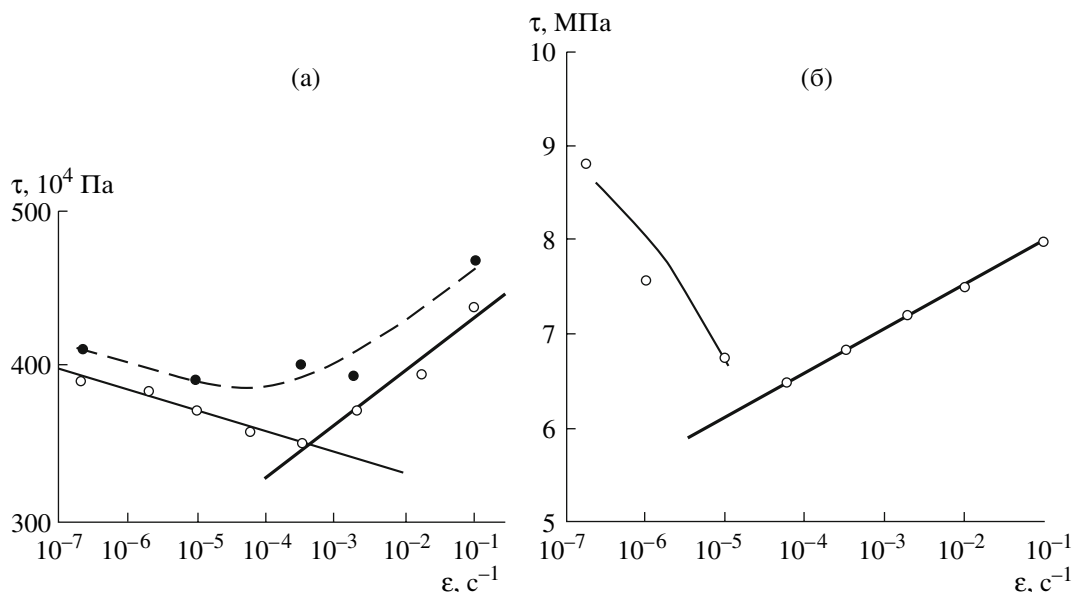


Рис. 5. Зависимость критических сдвиговых (скалывающих) напряжений от скорости деформации монокристаллов алюминия при температуре 300 К (○) и 77 К (●). Линия (—) соответствует зависимости $\tau = 0.404 \times 10^7 - 0.384 \times 10^7 \sqrt{\dot{\epsilon}}$, а линия (---) — $\tau = 0.464 + 0.34 \times 10^{-9} \ln \dot{\epsilon}$. Численные значения коэффициентов в уравнениях получены методом наименьших квадратов. Пунктирная линия соответствует огибающей кривой, проведенной по экспериментальным точкам (●) для 77 К — а; зависимость критических сдвиговых (скалывающих) напряжений от скорости деформации меди при температуре 300 К (○). Линия (—) соответствует зависимости $\tau = 0.992 \times 10^7 - 0.401 \times 10^8 \sqrt{\dot{\epsilon}}$, а линия (---) — $\tau = 0.845 \times 10^7 + 0.467 \times 10^6 \ln \dot{\epsilon}$. Численные значения коэффициентов в уравнениях получены методом наименьших квадратов — б.

дислокаций с малыми стартовыми напряжениями на границу раздела [13].

АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Известно, что многие зависимости прочностных характеристик от скорости деформации, длительности приложения нагрузки и температуры получены без учета процессов релаксации напряжения, восстановления сплошности материалов в напряженном состоянии, способствующих повышению сопротивления деформированию. По этой причине у металлов и сплавов в определенных интервалах температур наблюдается отклонение температурно-скоростной зависимости предела текучести напряжения течения от описанных в литературе классических представлений о протекающих процессах.

Как видно из рис. 5, критические сдвиговые (скалывающие) напряжения монокристаллов алюминия (а) и меди (б) сложным образом зависят от скорости деформирования. В интервале скоростей 10^{-4} – 10^{-1} с⁻¹ наблюдается линейная зависимость τ_0 от $\ln \dot{\epsilon}$. Дальнейшее снижение скорости деформирования сопровождается отклонением от этой зависимости.

Если считать определяющим в напряжении течения механизм термически активируемого пересечения дислокациями препятствий в плоскости скольжения в интервале больших скоростей деформирования ($\dot{\epsilon} \geq 10^{-4}$ с⁻¹), то зависимость $\tau(\dot{\epsilon})$ можно описать уравнением [14]

$$\tau = \frac{1}{V} \left(E_0 + kT \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) + \tau_G, \quad (2)$$

где V — активационный объем; E_0 — энергия активации процессов пересечения; τ_G — внутреннее дальностодействующее напряжение, $\dot{\epsilon}$ — скорость деформирования; $\dot{\epsilon}_0$ — частотный множитель, k — постоянная Больцмана.

Для объяснения наблюдаемого отклонения $\tau(\dot{\epsilon})$ при $\dot{\epsilon} \leq 10^{-4}$ с⁻¹ от классических представлений необходимо ввести дополнительное слагаемое в выражение (2), которое учитывало бы возникновение новых центров закрепления дислокаций при малых скоростях нагружения за счет миграции точечных дефектов из окружающего объема. Изменение концентрации примесей, попавших за счет диффузии из объема кристалла с концентрацией c_0 за вре-

мая Δt , меньшее времени насыщения, определяется формулой [14]

$$\Delta c_{\text{пр}} = \frac{\pi c_0}{b^2} \left[\frac{n(n+2)DWb^n \Delta t}{kT} \right]^{\frac{2}{n+2}},$$

где c_0 – равновесное значение концентрации точечных дефектов, D – коэффициент диффузии точечных дефектов вблизи дислокации, W – энергия взаимодействия дислокации с дефектом, n – число, равное 1 или 2 ($n = 1$ при преобладании размерного эффекта и $n = 2$ при преобладании упругих постоянных в энергии взаимодействия примеси и дислокации, b – вектор Бюргерса.

Тогда, используя формулу Орована для предела упругости $\tau \approx \frac{2Gb}{l}$, получаем выражение

$$\tau = 2Gb \left\{ \frac{1}{\lambda_0} + \frac{\pi c_0}{b^2} \left[\frac{n(n+2)DWb^n t}{kT} \right]^{\frac{2}{n+2}} \right\}, \quad (3)$$

где λ_0 – исходное расстояние между стопорами, D – коэффициент диффузии точечных дефектов вблизи дислокации.

Учитывая это слагаемое в зависимости напряжения движения дислокаций от скорости деформации (предполагая, что время “стояния” дислокации на препятствиях $t = \frac{\alpha}{\dot{\epsilon}}$, где $\alpha = \text{const}$), получим

$$\tau = C + A \ln \dot{\epsilon} + B \dot{\epsilon}^{-\frac{n}{n+2}}, \quad (4)$$

$$\text{где } C = \frac{E_0 - kT \ln \dot{\epsilon}_0}{V} + \tau_G + \frac{Gb}{\lambda_0}, \quad A = \frac{kT}{V}, \quad B = \frac{\pi G c_0}{b^2} \times \left(\frac{n(n+2)DWb^n \alpha}{kT} \right).$$

Согласно уравнению (4), при больших скоростях деформирования определяющим слагаемым является второе слагаемое. Подтверждением этого служит линейная зависимость τ от $\ln \dot{\epsilon}$ на рис. 5а, 5б при больших скоростях деформации. Численные значения коэффициентов в уравнениях получены методом наименьших квадратов. Для алюминия полученное уравнение имеет вид $\tau = 0.464 + 0.34 \times 10^{-9} \ln \dot{\epsilon}$, а для меди – $\tau = 0.84510^7 + 0.467 \times 10^6 \ln \dot{\epsilon}$. Коэффициент при $\ln \dot{\epsilon}$ равен $A = \frac{kT}{V}$. Полученные численные значения позволяют вычислить активационный объем. Для алюминия полученный активационный объем равен $0.10 \times 10^{-23} \text{ м}^3$, а для меди – $0.88 \times 10^{-26} \text{ м}^3$.

При малых же скоростях, когда существенную роль играют диффузионные процессы образования центров закрепления (и стопоров) дислокаций, зависимость $\tau(\dot{\epsilon})$, в основном, определяется третьим слагаемым, согласно которому критическое сдвиговое напряжение τ_0 должно возрастать с уменьшением скорости деформирования. У монокристаллов алюминия при $\dot{\epsilon} \times 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ наблюдается тенденция к насыщению значения τ_0 с уменьшением скорости деформирования (рис. 4), что, по-видимому, является следствием “вязкого” движения дислокаций (микроползучесть) [15].

Величина критической скорости, ниже которой заметно проявляется диффузное упрочнение, определяется из условия минимума $\frac{d\tau}{d\dot{\epsilon}} = 0$:

$$\dot{\epsilon} = \left(\frac{2}{n+2} \frac{B}{A} \right)^{\frac{n+2}{2}}. \quad (5)$$

Значения $\dot{\epsilon}$, вычисленные по формуле (5) и определенные экспериментально, находятся в хорошем соответствии [16].

Полученное выражение (5) можно использовать для выбора скорости программного нагружения металлов. Поскольку программное нагружение осуществляется в области выполнимости закона Гука (остаточная деформация при программном нагружении меньше 0.1–0.2%), то скорость программного нагружения $\dot{\sigma}_n$ должна быть

$$\dot{\sigma}_n < E \dot{\epsilon} = E \left(\frac{2}{n+2} \frac{B}{A} \right)^{\frac{n+2}{2}}. \quad (6)$$

Согласно зависимости $\tau(\dot{\epsilon})$ (рис. 5б), заметный вклад в диффузионное упрочнение исследуемых монокристаллов меди начинается при $\dot{\epsilon} < 2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, что соответствует скорости нагружения $\dot{\sigma} < 3 \times 10^6 \text{ Па в час}$. С понижением температуры величина скорости нагружения, при которой начинает проявляться диффузионное упрочнение, уменьшается.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показана эффективность программного упрочнения для повышения предела текучести меди и алюминия. Повышение прочностных характеристик объясняется процессами релаксации внутренних напряжений и образованием устойчивых комплексов за счет диффузии точечных дефектов. Выполнена оценка скорости нагружения при программном упрочнении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Одинг И.А.* О роли дислокаций в процессе ползучести. // Изв. ФН СССР: Сер. ОТН. № 2. 1948. С. 1795–1802.
2. *Кеннеди А.Д.* Ползучесть и усталость в металлах. М.: Металлургия, 1965. 312 с.
3. *Зайцев С.И., Нагорный Э.М.* Динамика дислокаций через случайную сетку препятствий // Динамика дислокаций. Киев: Наукова думка, 1975. С. 126–132.
4. *Предводителев А.А.* Анализ возможностей построения теории упрочнения из опытов по дислокациям. // Физика деформационного упрочнения монокристаллов. Киев: Наукова думка, 1972. С. 74–94.
5. *Гарбер Р.И., Гиндин И.А., Неклюдов И.М.* Способ термомеханической обработки изделий из металлов и сплавов / Авт. свид. № 161793. Бюл. изобр. 1964. № 8.
6. *Гарбер Р.И., Гиндин И.А., Неклюдов И.М.* Упрочнение кристаллических тел при программном нагружении. // М и ТОМ. 1967. № 5. С. 2–12.
7. *Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В., Бобонец И.И.* Способ термомеханической обработки чистых металлов. Авт. свид. № 378572. Бюл. изобр. 1973.
8. *Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. и др.* Способ термомеханической обработки металлов. Авт. свид. № 692904. Бюл. изобр., 1979.
9. *Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Кравченко С.Ф., Асланович Л.А.* Установка для статических испытаний и термомеханической обработки материалов в температурой области 4.2 – 1200 К // Заводская лаборатория. 1973. № 8. С. 1011–1013.
10. *Гнучев В.С., Воскресенская Н.Л., Ларионов Л.Н., Филина Г.В.* Влияние напряжений на залечивание микротрещин в высокопрочной закаленной стали при отпуске // Металлофизика. 1975. Вып. 6. С. 64–66.
11. *Ларионов Л.Н., Гуревич М.Б., Францевич Н.С.* Способ механико-термической обработки изделий. Авт. свид. № 345212. Бюл. изобр., 1972.
12. *Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Беленко И.А.* Физика программного упрочнения материалов / Научные ведомости БелГУ. Сер. физико-математическая. Белгород, 2004. Вып. 9. № 3(20). С. 198–215.
13. *Гринь А.В., Павлов В.А., Перетурина И.А.* Влияние статических искажений решетки на механические свойства сплавов алюминия с магнием. 1. Зависимость предела текучести и временного сопротивления от температуры и скорости деформирования // ФММ. 1957. Т. 5. Вып. 2. С. 493–500.
14. *Фридель Ж.* Дислокации. М.: Мир, 1967. 638 с.
15. *Ван Бюрен.* Дефекты в кристаллах. М.: Мир, 1962. 612 с.
16. *Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Приходько В.А., Разумный О.Т.* Зависимость предела текучести монокристаллов с ГЦК-решеткой от скорости деформирования // УФЖ. 1973. Т. 18. С. 1473–1478.