Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

Л. А. Митлина, А. Е. Лёвин, Е. В. Кривошеева, Ю. В. Великанова, М. Р. Виноградова, Влияние границ блоков на сопротивление деформации в эпитаксиальных феррошпинелях, *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2003, выпуск 19, 111–117

DOI: <https://doi.org/10.14498/vsgtu149>

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и согласны с пользовательским соглашением

<http://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 54.162.27.143

26 апреля 2023 г., 17:16:36

Физика твердого тела

УДК 539.216.2: 537.622.6

Л.А. Митлина, А.Е. Лёвин, Е.В. Кривошеева, Ю.В. Великанова, М.Р. Виноградова

ВЛИЯНИЕ ГРАНИЦ БЛОКОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ФЕРРОШПИНЕЛЯХ

Рассмотрены основные характеристики блочной структуры пленок магний-марганцевых феррошпинелей и её влияние на микропрочность. Приведены данные о размерах блоков, их разориентации, плотности дислокаций по границам блоков, размерах примесного облака возле дислокаций. Показано, что при деформации методом четырехточечного изгиба в режиме медленного нагружения наблюдается пороговая ползучесть, зависимость микропрочности от размеров блоков связано с торможением сдвига у границы блоков.

Пленки феррошпинелей привлекают внимание исследователей в качестве среды распространения магнитостатических волн при разработке СВЧ-устройств, благодаря высоким значениям намагниченности и полей магнитной анизотропии [1]. Поэтому проблема изучения их физических свойств по-прежнему актуальна.

В условиях газофазного метода осаждения феррошпинелей в замкнутом объеме эпитаксиальный слой развивается преимущественно по механизму трехмерного роста [2]. Формирование пленок включает четыре последовательные стадии: зародышеобразование, рост и коалесценция островков-зародышей, образование сплошной пленки. Форма зародыша, его размеры, адгезия находятся в соответствии с соотношениями поверхностных энергий и термодинамических параметров феррита и подложки. В конечном итоге образуется кристаллическая масса, состоящая из множества блоков неправильной формы.

Поскольку блочность структуры феррошпинелей заложена реальной структурой кристаллической решетки, межфазным взаимодействием феррита и подложки, то исключить ее образование нельзя. Можно лишь ставить вопрос о технологических условиях их формирования, свойствах границ блоков и их влияния на физические свойства пленок. В данной работе проводится исследование блочной структуры и прочностных свойств пленок феррошпинелей.

Объекты и методы исследования. Пленки исходного состава $Mg_xMn_{1-x}Fe_2O_4$ с различным значением x выращены методом химических транспортных реакций на (001) плоскости оксида магния при температурах синтеза $T_c \sim 1170-1470$ К с последующей закалкой в атмосфере воздуха со скоростью 3-5 град/с. По данным рентгенографического и микроструктурного анализов все исследуемые образцы однофазны и имеют структуру шпинели. Исследование морфологии растущей поверхности пленок проводилось оптическим методом с использованием микроскопа МБИ-6. Оценка размеров блоков и площади границ производилась по методике [3]. Дислокационная структура пленок выявлялась методом травления в кипящем 50% растворе соляной кислоты.

Для оценки микропрочности использовался метод микроиндентирования. Исследование проводилось на приборе ПМТ-3 путем вдавливания алмазной пирамиды Виккерса. Микропрочность определялась по формуле

$$S = \frac{1000 \cdot P}{D^2},$$

где P – прикладываемая нагрузка; D – размер зоны хрупкой повреждаемости.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Характеристики блочной структуры. Вне зависимости от условий синтеза все пленки феррошпинелей имеют ярко выраженную блочную структуру. Размеры блока, его форма и площадь границ зависят от состава, толщины образца, условий кристаллизации (рис.1).

Анализ полученных результатов (табл. 1) показывает, что с уменьшением толщины пленок и с повышением температуры синтеза размер блоков в плоскости (001) уменьшается, площадь

границ возрастает. Существенное влияние на характер блочной структуры оказывает скорость роста.

Р и с. 1. Микроструктура пленок исходного состава $\text{Mg}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$ толщиной 20 мкм, полученных с различной скоростью роста:
 $a - V_p \sim 0,07$ мкм/с; $b - V_p \sim 0,16$ мкм/с, $\times 150$

Т а б л и ц а 1

Условия синтеза и параметры блоков исходного состава $\text{Mg}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$

Толщина пленки, мкм	Температура синтеза, К	Скорость охлаждения, град/с	Площадь границ, $\times 10^{-2}$, $\text{м}^2/\text{м}^3$	Размеры блоков, $\times 10^6$, м^2	Разориентация блоков
2	1320	5	920	10^{-3}	10
25	1320	10	150	$3 \cdot 10^{-1}$	11,5
18	1320	5	89	10^{-1}	10,5
18	1390	5	250	10^{-2}	11,5

Одной из существенных характеристик блочной структуры является разориентация блоков. Разориентация соседних участков определялась по рентгеновской методике с использованием двухкристального спектрометра [4]. Результаты этих исследований показали, что разориентация блоков (Θ) пленки значительно выше (табл. 1), чем подложки, где $\Theta \sim 0,5' \div 3,0'$. Разориентация блоков несколько увеличивается с ростом температуры синтеза и скорости закалки. Особенно чувствительна величина Θ к скорости синтеза. Так, для образцов толщиной 18 мкм, полученных при $T_c \sim 1320$ К, $v_{\text{охл}} \sim 5$ град/с, $v_p \sim 0,04$ мкм/с, Θ составляет 11,5'. Для образца, полученного при тех же условиях, но при пересыщении газа-носителя (HCl), что увеличило скорость роста до 0,1 мкм/с, разориентация блоков составила 14'. При таких условиях синтеза границы блоков после травления выявились в виде скоплений малококонтрастных ямок травления (рис. 2).

Р и с. 2. Границы блоков для пленок, полученных со скоростью роста 0,1 мкм/с и имеющих разориентацию 14':
 $a -$ до травления, $\times 150$; $b -$ после травления, $\times 1500$

По данным расчета из трехмерной модели роста эпитаксиальных феррошпинелей угол разориентации блоков для пленок MnFe_2O_4 $\Theta \sim 24'$, для $\text{Mg}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4 \sim 11'$ [2], что удовлетворительно согласуется с данными работы [4].

Подсчитаем эффективную объемную плотность дислокаций в границах блоков пленок рассматриваемых феррошпинелей из соображений, приведенных в работе [5]. Согласно дислокационной модели малоугловой границы линейная плотность дислокаций в ней $n_l \sim \frac{\Theta}{b}$ для малых Θ . Полная длина дислокаций на поверхности одного блока равна $3 \cdot n_l \cdot l^2$, где l - средний размер блока. В единице объема содержится $\bar{l}^3$ блоков и, следовательно, средняя объемная плотность дислокаций $\bar{n}_v = \frac{3 \cdot n_l}{l}$ (табл. 2).

Т а б л и ц а 2

Параметры блоков и пороговые напряжения для пленок феррошпинелей.

Состав феррита	Θ	$\frac{\Theta^2}{\ln \Theta}$	$\frac{b}{l}$	$\bar{n}_l, \text{м}^{-1}$	$\bar{n}_v, \text{м}^{-1}$	$\sigma_{\text{гр}}^*, \text{МПа}$
$\text{Mg}_{0,8}\text{Mn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$	1'	$1,5 \cdot 10^{-8}$	$1,9 \cdot 10^{-7}$	$5 \cdot 10^5$	$5 \cdot 10^8$	8,5
$\text{Mg}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$	10'	$1,5 \cdot 10^{-6}$	$1,9 \cdot 10^{-7}$	$4,9 \cdot 10^6$	$5 \cdot 10^9$	53
MnFe_2O_4	20'	$6,6 \cdot 10^{-6}$	$2,0 \cdot 10^6$	$9,8 \cdot 10^6$	$9,8 \cdot 10^9$	150

Поскольку плотность дислокаций внутри блоков меньше, чем в границе, то можно предположить, что на начальной стадии деформации размножение дислокаций будет происходить в основном по границам блоков.

Изменение структуры блоков при деформации в режиме медленного нагружения. В настоящее время существуют однозначные экспериментальные доказательства, что точечные дефекты, присутствующие в пересыщенных твердых растворах, сегрегируют на дислокациях. Такими точечными дефектами могут быть вакансии и внедренные атомы, созданные в результате пластической деформации; вакансии, образовавшиеся при закалке от высоких температур, или примесные атомы, которые могут занимать либо узлы, либо межузлия кристаллической решетки.

Образование всех указанных типов точечных дефектов возможно при эпитаксии ферритов газофазным методом вследствие пластической деформации в процессе синтеза и последующего охлаждения и отсутствия стехиометрии.

При используемой технологии получения пленок феррошпинелей закалка производится от температур 700-800 К. Равновесная концентрация тепловых вакансий при температуре T [6]

$$n_{\text{вак}} \cong N_0 \exp\left(-\frac{W_f}{kT}\right),$$

где W_f – энергия образования вакансии, $N_0 \approx 2,7 \cdot 10^{28} \text{ м}^{-3}$ – число узлов в 1 м^3 . Энергия образования анионной вакансии в ферритах $\approx 0,78 \text{ эВ}$, катионной $\approx 0,6 \text{ эВ}$, ожидаемая концентрация вакансий в пленках феррошпинелей при 700-800 К $n_{\text{вак}} \approx 10^{23} \text{ м}^{-3}$. Если осуществить быстрое охлаждение пленок до комнатной температуры, то вакансии не смогут продиффундировать к имеющимся стыкам и значительное число их "заморозится". Кроме того, при охлаждении кристалла из-за термических напряжений происходит дополнительная генерация точечных дефектов. В пленках магний-марганцевого феррита при $\epsilon \approx 10^{-3}$ возможно образование вакансий $\approx 10^{22} \text{ м}^{-3}$, в пленках марганцевого феррита при $\epsilon \approx 10^{-2}$ - концентрация вакансий $\approx 10^{23} \text{ м}^{-3}$.

По данным кинетических явлений [7] в пленках феррошпинелей содержатся химические примеси $\approx 10^{-3}$ для состава с $x=0$ и $\approx 10^{-1} + 10^{-2}$ для составов с $x=0,8$ и $x=0,6$.

Метод непосредственного изучения динамики дислокаций под влиянием сильного электрического поля в эпитаксиальных феррошпинелях позволил установить, что дислокации в большинстве случаев отрицательно заряжены; линейная плотность заряда составляет $\approx 10^{-12} \text{ Кл} \cdot \text{м}^{-1}$ [8].

Размеры примесного облака возле дислокаций, оцененные по величине заряда на индивидуальных дислокациях, составляют $\approx 10^{-8} \text{ м}$. Расстояние между дислокациями в границах блоков $\approx 10^{-7} \text{ м}$ при разориентации $10'-30'$, что превышает размеры зарядового облака возле дислокаций, т.е. облака вакансий и примесей не перекрываются.

При деформации методом четырехточечного изгиба в режиме медленного нагружения (6-9 ч.) при комнатной температуре состава $\text{Mg}_{0,8}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$ методом избирательного травления обнаружено изменение структуры границ блоков (рис. 3).

Р и с. 3. Границы блоков в пленках исходного состава $Mg_{0,8}Mn_{0,2}Fe_2O_4$ толщиной до 50 мкм: а – до деформации; б – после деформации; в – после деформации сжатия, $\times 1500$

После деформации вблизи границ блоков резко увеличивается плотность малоcontrastных ямок травления, которые могут свидетельствовать об образовании микродефектов, в частности мелких дислокационных петель вакансионного типа. Расчет показывает, что для всех составов феррита (табл. 2) выполняется соотношение, необходимое для самосогласованного изменения формы блоков [9]:

$$\frac{\Theta^2}{\ln \Theta} > \frac{b}{l}.$$

Однако только для состава $x=0.8$ внешние напряжения $\sigma \approx (10-40)$ МПа значительно превосходили пороговые, необходимые для перестройки границы блоков:

$$\sigma_{гр} \sim \frac{G \cdot b}{\pi \cdot (1-\nu)} \cdot \frac{1}{L},$$

где G – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; b – вектор Бюргерса; $L \sim \frac{1}{n_l}$ – расстояние между дислокациями.

Для пленок $Mg_{0,6}Mn_{0,4}Fe_2O_4$ и $MnFe_2O_4$ избирательное травление выявляет лишь увеличение поверхностной плотности ямок травления.

Влияние границ блоков на сопротивления деформации при микроиндентировании.. Рассмотрим влияние блочной структуры эпитаксиальных феррошпинелей на микропрочность. Микродавливание ферритов индентором сопровождается хрупким разрушением отдельных микрообъемов этих материалов [10], которое приводит к образованию зоны хрупкой повреждаемости в районе отпечатка. Размеры этой зоны (D) определяются прочностными и пластическими свойствами материала, а также условиями опыта: нагрузка, угол вдавливания.

На рис. 4 показана типичная картина исследований поверхности эпитаксиальных феррошпинелей при микроиндентировании. Видно, что пластическая деформация под индентором протекает при комнатной температуре для всех рассмотренных составов, поскольку наблюдаются отпечатки. Однако с увеличением размеров остаточного отпечатка, являющегося локальным концентратором напряжений, с ростом нагрузки на индентор происходит зарождение и развитие хрупкого разрушения испытываемого материала в микрообъемах.

Р и с. 4. Вид отпечатков пирамиды Виккерса и зоны хрупкой повреждаемости пленок: а – $Mg_{0,8}Mn_{0,2}Fe_2O_4$; б – $MnFe_2O_4$; в – $Mn_{0,65}Fe_{2,35}O_4$.

Фрактографические исследования зоны хрупкой повреждаемости при микровдавливании эпитаксиальных феррошпинелей показали, что трещины, возникающие по углам отпечатка, имеют конечную длину и измеряемую толщину. С ростом нагрузки на индентор увеличивается длина трещины, однако полного разрушения образца не происходит. Это означает, что развитие трещины в рассматриваемых материалах задержано пластической релаксацией. На снимках видно, что трещины в большинстве случаев обнаруживают раздвоение и разветвление.

Ветвление трещины принято связывать с достижением критической скорости. Предельная скорость распространения трещины в хрупком теле [11]

$$g_{\max} = \frac{2 \cdot p \cdot E}{k \cdot r},$$

где $\left(\frac{2 \cdot p}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \sim 0,38$, для $v \sim 0,25$, $\left(\frac{E}{r}\right)^{\frac{1}{2}}$ - скорость распространения плоских волн разрушения; s - размер трещины. Процесс пластической деформации может уменьшить скорость распространения трещин и, если $s > c_0$ (c_0 - начальная трещина), то

$$g = c_{\max}^2 \cdot \left(1 - \frac{c_0}{c}\right) \cdot \left[1 - (N-1) \frac{c_0}{c}\right],$$

где $N = \frac{4 \cdot g \cdot E}{p \cdot c_0^2 \cdot s^2}$; $g = \frac{E \cdot a}{30}$ - поверхностная энергия трещины, σ - практическая прочность. В

кристаллах с ковалентными связями область вокруг ядер может быть принята за микротрещину [12]. Полагая $c_0 \sim 10^{-9}$ м равной размеру примесной области возле ядра дислокации в пленке феррошпинели [8,13], получим скорость распространения трещины для магний-марганцевых пленок феррошпинелей $\sim 1,39 \cdot 10^3$ м·с⁻¹, что значительно меньше скорости распространения звука.

Эксперимент показывает, что при микроиндентировании размер трещины слабо зависит от времени нагружения. Это означает, что трещина практически скачком достигает конечного размера от 1 мкм до нескольких десятков микрон. Такое поведение трещин характерно для квазихрупкого разрушения.

В пленках феррошпинелей, полученных газовой эпитаксией, создаются условия для хрупкого разрушения вследствие их мозаичности ($\Theta \sim 10 \div 20^\circ$) и сегрегации примесей на дислокациях, образующих границы блоков.

Во многих материалах экспериментальные данные зависимости предела текучести и напряжения разрушения от размера зерен и дислокационных ячеек (**l**) описывается соотношением

[14]: $s^* = s_0 + K \cdot l^{-\frac{1}{2}}$, где $K = \left(\frac{6 \cdot p \cdot G \cdot g}{1-n}\right)^{\frac{1}{2}}$; величина s_0 - является характеристикой материала,

зависящей от температуры испытания и содержания примесей, но не зависит от приложенных напряжений.

Результаты опытов по изучению микропрочности от размеров блоков пленок разной толщины представлены на рис. 5. Видно, что микропрочность линейно зависит от $l^{-1/2}$. Кривая экспериментально полученной зависимости σ как функции $l^{-1/2}$ имеет постоянный наклон и не экстраполируется на $\sigma=0$ при $l \rightarrow \infty$. Сопоставление рассчитанных и экспериментально определенных значений величин K , приведенных в табл. 3, свидетельствует об удовлетворительном совпадении теории и эксперимента.

Р и с. 5. Зависимость микропрочности от размера блоков для пленок $Mg_xMn_{1-x}Fe_2O_4$:
1 - $x=0$; 2 - $x=0,8$; 3 - $x=0,6$

Таблица 3

Сопоставление значений K , s_0 , и упрочнения $\Delta\sigma$ поверхностных слоев для пленок различного состава и толщины

Состав феррита	$K \cdot 10^6, \text{Н} \cdot \text{м}^{-3/2}$		$\sigma_0, \text{ГПа}$	$\sigma_0^*, \text{ГПа}$	Упрочнение $\Delta\sigma = K \cdot l^{-1/2}$	Толщина пленки, мкм
	расчетные значения	опытные значения				
MnFe_2O_4	1,55	1,66	0,52	0,47-0,94	0,08 0,06 0,02	15 20 45
$\text{Mg}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$	1,18	3,07	0,22	0,3-0,7	0,28 0,26 0,16	20 25 36

Из приведенных данных следует, что σ_0 увеличивается при переходе от магний-марганцевого феррита к марганцевому. Такое поведение σ_0 коррелирует с ростом плотности дислокаций по границам блоков (см. табл. 2).

Упрочнение пленок марганцевого феррита на порядок меньше, чем для магний-марганцевого феррита. По данным термоЭДС и электропроводности [7] пленки рассматриваемых составов различаются концентрацией доноров ($1,2 \cdot 10^{26} \div 2,3 \cdot 10^{26} \text{ м}^{-3}$) и степенью компенсации ($K \sim 0,98 \div 0,92$). Уровень Ферми возрастает по закону $(1-K)^{-1/3}$. Это позволяет предположить, что наблюдаемая зависимость прочности от состава обусловлена влиянием совокупности факторов, которые условно можно подразделить на электронные, связанные с изменением электронной концентрации и степени заполнения энергетических зон, и структурные, связанные с присутствием дефектов структуры, в частности структурных вакансий.

Проводимость пленок MnFe_2O_4 и $\text{Mg}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$ осуществляется прыжками локализованных носителей, пленок $\text{Mg}_{0,8}\text{Mn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$ делокализованными носителями в примесной зоне. Последним соответствует высокая плотность состояний нелокализованных электронов $\sim 10^{27} \text{ м}^{-3}$ и самые низкие значения микропрочности $\sim 0,2 \div 0,5 \text{ ГПа}$. Снижение микропрочности возможно за счет уменьшения прочности связей вследствие более высокой кинетической энергии нелокализованных электронов.

Высокая прочность пленок $\text{Mn}_{0,65}\text{Fe}_{2,35}\text{O}_4$, охлажденных в азоте ($\sigma \sim 1 \div 3 \text{ ГПа}$), по сравнению с другими образцами ($0,2 \div 1 \text{ ГПа}$) объясняется из ряда соображений. Металлографический анализ показывает, что для пленок $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$, изготовленных в сопоставимых условиях синтеза, с ростом x в составе от 0,65 до 1 размеры блоков увеличиваются на порядок. Концентрация доноров для тех же составов уменьшается от 10^{27} до 10^{26} м^{-3} . Это дает основание полагать, что примеси снижают скорость роста блоков. А уменьшение размеров блоков приводит к росту прочности. Кроме того, замещающие кислород атомы азота с более низкой валентностью приводят к понижению концентрации нелокализованных электронов, что должно повысить барьер Пайерлса-Кабарро, препятствующий движению дислокаций.

В литературе имеется немало экспериментальных данных, свидетельствовавших о зависимости сопротивления деформации от величины размеров зерна (блока) по закону [16]:

$$\sigma = \sigma_0 + K_1 \cdot l^{-1} + K_2 \cdot l^{-1/2}, \quad (1)$$

где σ_0 – в этом случае является собственной характеристикой исследуемого материала, K_1 должно коррелировать с характером внутризеренного скольжения, а K_2 – с интенсивностью и характером зернограницных процессов. Если в перераспределении напряжений преобладающую роль играет сдвиговая деформация в зернах или блоках, то на первый план выходит K_1 и выражение (1) перепишется в виде

$$\sigma = \sigma_0 + K_1 l^{-1}.$$

Если же напряжения перераспределяются в основном за счет поворотных механизмов на границах зерен или блоков в приграницных областях, уравнение (1) будет содержать $l^{-1/2}$:

$$\sigma = \sigma_0 + K_2 l^{-1/2}. \quad (2)$$

Исследование влияния размеров блоков на сопротивление деформации при микроиндентировании в эпитаксиальных феррошпинелях при комнатной температуре [10,15] показало справедливость уравнения (2).

Таким образом, зависимость σ от размеров блоков (l) в эпитаксиальных феррошпинелях связано с торможением сдвига у границы блоков.

Рассмотренные результаты эксперимента позволяют считать, что низкая прочность эпитаксиальных феррошпинелей при комнатной температуре обусловлена малой подвижностью дислокаций, наличием мозаичности, сегрегацией примесей по границам блоков. На прочность пленок существенное влияние оказывает электронное состояние образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Афиногенов В.Б., Митлина Л.А., Попков А.Ф., Сидоров А.А., Сорокин В.Г., Тихонов В.В. Магнитостатические волны в пленках феррошпинелей // ФТТ. 1988. Т.30. №7. С.2032-2039.
2. Митлина Л.А., Молчанов В.В., Костылов В.Н. Кинетики образования и структура феррошпинелей при газофазной эпитаксии // Вестн. СамГТУ. Сер. Физ.-мат. науки. 1996. Вып.4. С.138-145.
3. Ван Флек Л. Теоретическое и прикладное материаловедение. М.: Атомиздат, 1975. 420 с.
4. Алавердова О.Г., Коваль Я.П., Михайлов И.Ф., Фукс Я.М., Митлина Л.А., Молчанов В.В. Неоднородность деформации и субструктура эпитаксиальных слоев $Mg_xMn_{1-x}Fe_2O_4/MgO$ // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1982. Т.18. №6. С.1020-1024.
5. Смирнов Б.И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 235 с.
6. Родес Р.Г. Несовершенства и активные центры в полупроводниках. М.: Металлургия, 1968. 371 с.
7. Митлина Л.А., Харламов А.Д., Колосова И.В., Лёвин А.Е. Структурные дефекты и явления переноса в эпитаксиальных феррошпинелях // Вестн. СамГТУ. Сер. Физ.-мат. науки. 1998. Вып. 6. С.47-55.
8. Митлина Л.А., Посыпайко Э.Д. Поведение дислокаций в пленках феррошпинелей под действием внешнего электрического и магнитного полей // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. 1985. №3. С.13-15.
9. Гегузин Я.Е. Физика спекания. М.: Наука, 1967. 360 с.
10. Митлина Л.А., Посыпайко Э.Д. Вязкость разрушения эпитаксиальных пленок феррошпинелей при микроиндентировании // Физика и химия обработки материалов. 1991. №1. С.99-104.
11. Петч Н. Металлографические аспекты разрушения / Разрушение. Ч.7. М.: Мир, 1973. С.276-416.
12. Смирнов В.И., Ярошевич В.Д. Современные представления о зарождении трещин // Физическая природа разрушения металлов. Киев: АН УССР, 1965. С.6-20.
13. Митлина Л.А., Молчанов В.В. Наведенная магнитная анизотропия в эпитаксиальных феррошпинелях, связанная с магнитостатической энергией // Новые магнитные материалы микроэлектроники: Тез. докл. XII Всесоюз. школы-семинара. Ч.1. Новгород, 1990. С.19-20.
14. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 599 с.
15. Митлина Л.А., Костылов В.Н., Харламов А.Д., Сашнина Н.В. Вязкость разрушения эпитаксиальных феррошпинелей при микроиндентировании // Новые магнитные материалы микроэлектроники: Тез. докл. XVI междунар. школы-семинара. М.: МГУ, 1988. С.465-466.
16. Елсукова Т.Ф., Жуков К.П., Велнова О.В., Новоселова Е.М., Караваева В.В. Структурные уровни деформации и разрушения поликристаллов при разных видах нагружения // Изв. вузов. Физика. 1990. № 2. С 69-86

Поступила 7.04.2003 г.