

3. Temperature dependence of the coercivity of sintered $R_{17}Fe_{83-x}B_x$ magnets (R-Pr and Nd) // M. Sagawa, S. Hiro-sawa et al. // J. Magn. Magn. Mater. - 1987. - V. 70. - P. 311-314.
4. Kronmuller H., Durst K.-D., Martinek G. Angular dependence of the coercive field in sintered $Fe_{77}Nd_{15}B_8$ magnets // J. Magn. Magn. Mater. - 1987. - V. 69. - P. 149-157.
5. Durst K.-D., Kronmuller H. The coercive field of sintered and melt-spun NdFeB magnets // J. Magn. Magn. Mater. - 1987. - V. 68. - P. 63-75.
6. New material for permanent magnets on a base of Nd and Fe // M. Sagawa, S. Fujimura et al. // J. Appl. Phys. - 1984. - V. 55. - P. 2083-2087.
7. Durst K.-D., Kronmuller H. Magnetic hardening mechanisms in sintered Nd-Fe-B and Sm-Zr-Co-Cu-Fe permanent magnets // Proc. 8th Int. Workshop on RE Magnets. Dayton, 1985. - P. 725-734.
8. Heinecke U., Handstein A., Schneider J. Behaviour of minor loops for sintered Nd-Fe-B magnets // J. Magn. Magn. Mater. - 1985. - V. 53. - P. 236-242.
9. Браун У.Ф. Микромагнетизм. - М., 1979. - С.86.
10. Pastushenkov J., Durst K.-D., Kronmuller H. Domain observations under applied field of sintered $Fe_{77}Nd_{15}B_8$ permanent magnets // Phys. Stat. Sol. - 1987. - V. 104. - P. 487-495.
1. Пастушенков Ю.Г., Солохина О.А. Микроструктура и процесс перемагничивания постоянных магнитов Nd-Fe-B // Физика магнитных материалов. - Калинин, 1987. - С.4-13.
2. Постоянные магниты на основе Nd-Tb-Fe-Co-B с улучшенной температурной стабильностью / Д.Д.Мишин, С.М.Егоров, В.В.Левандовский и др. // Физика магнитных материалов. - Калинин, 1987. - С.14-26.
3. Мишин Д.Д., Егоров С.М., Супонев Н.П. Порошковые постоянные магниты на основе сплавов Nd-Fe-B, легированные кобальтом // Физика магнитных материалов. - Калинин, 1986. - С.68-75.
14. Nd-Fe-B permanent magnet materials / M. Sagawa, S. Hiro-sawa et al. // Jap. J. Appl. Phys. - 1987. - V. 26, N. 6. - P. 785-800.
15. Suzuki T., Hiraga K. Static and dynamical observation of domain walls in $Fe_{77}Nd_{15}B_8$ permanent magnets // J. Magn. Magn. Mater. - 1986. - V. 54. - P. 527-529.
16. Givord D., Tenaud P., Viadien T. Analysis of hysteresis loops in Nd-Fe-B sintered magnets // J. Appl. Phys. - 1986. - V. 60. - P. 3263-3265.
17. Magnetization processes in Nd-Fe-B permanent magnets / Y. Otani, H. Miyajima et al. // J. Magn. Magn. Mater. - 1986. - V. 60. - P. 168-170.
18. Bungham D., Dunlop J.B. The effect of surface cracks and irregularities on reverse domain nucleation in $Nd_{72}Fe_{14}B_{14}$ // Sol. Stat. Comm. - 1987. - V. 64, N. 11. - P. 1389-1391.

УДК 538.22

А.Г.Дормидонтов, Т.В.Симонишвили,
Р.А.Тивоненко, Е.М.Некрасова
(г.Москва)

РАЗРУШЕНИЕ КОЛЫЦЕВЫХ РАДИАЛЬНЫХ МАГНИТОВ ИЗ СПЛАВОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ С ПЕРЕХОДНЫМИ

Изготовление постоянных магнитов из высокоанизотропных магнетиков с криволинейной поверхностью, перпендикулярной оси легкого намагничивания материала, вызывает значительные технологические трудности. С уменьшением радиуса кривизны и увеличением протяженности криволинейных участков магнитов возрастает их склонность к трещинообразованию и разрушению. В предельном случае - при изготовлении колец с радиальной осью

симметрической текстурой – практически не удается получить целые образцы.

В работе /1/ рассмотрены причины разрушения радиальных кольцевых магнитов из материалов на основе гексаферритов бария и стронция. Автор показал, что разрушение радиально-текстурованных образцов после обработки процессов текстурования и уплотнения происходит только на стадии термических операций, точнее – при охлаждении после спекания. Причина – высокая анизотропность свойств материала вдоль и поперек текстуры и низкая механическая прочность.

Авторы /2/ рассчитали, что разрушение магнитов из материала на основе $SmCo_5$, при условии отсутствия напряжений при температуре спекания и размерах $\varnothing 35 \times \varnothing 55 \times 6$, должно происходить при $308^\circ C$ вследствие высоких напряжений растяжения на внешнем цилиндрическом периметре образцов.

В настоящей работе приводятся результаты исследования разрушения радиальных порошковых магнитов из материала на основе $SmCo_5$ и предполагаемый механизм разрушения.

Исследование проводилось на образцах $\varnothing 30 \times \varnothing 50 \times 6$. Порошки текстуровали в радиальном магнитном поле и уплотняли линейно. Спекания проводили в вакуумной печи сопротивления в атмосфере аргона. Термообработку для получения высоких гистерезисных характеристик проводили непосредственно после спекания (за один технологический цикл). Разрушение образцов термических операциях фиксировалось четырехзондовым методом по изменению тестового сигнала с магнита в момент образования трещины.

Как отмечалось, трещины в радиально-текстурованных образцах образуются на стадии охлаждения после термических операций, что подтвердили предварительные эксперименты. Представляет интерес рассмотрение механических напряжений, возникающих при охлаждении в образце вследствие разности коэффициентов линейного расширения. Расчеты механических напряжений проводили, приняв следующие допущения: 1) материал магнита фазный – $SmCo_5$; 2) магнит после текстурования и спекания обладает 100%-й кристаллографической радиальной текстурой; 3) эффектами ползучести пренебрегаем; 4) температура однородна во всем объеме материала.

Для $SmCo_5$ взяты следующие механические свойства: $E_r = 1,31 \cdot 10^5 \text{ Н/мм}^2$; $E_t = 1,03 \cdot 10^5 \text{ Н/мм}^2$; $\alpha_r = 6,5 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$; $\alpha_t = 12,7 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$; $[\sigma_r]_{43220} = 100$

$[\sigma_r]_{сж.} = 276 \text{ Н/мм}^2$; $[\sigma_t] = 34,5 \text{ Н/мм}^2$, где индексы t и r указывают направления (тангенциальное и радиальное соответственно).

- Расчет проведен по методике /1/ для трех случаев:
- отношение внутреннего радиуса магнитов к внешнему $R_1/R_2 = 0,3-1,0$;
 - предполагаемые температуры отсутствия напряжений $T = 1170 - 500^\circ C$;
 - расчетные температуры $T_{расч.} = 1000 - 0^\circ C$.

Необходимо отметить, что величины механических напряжений при $T_0 = const$ и $T_{расч.} = const$ не зависят от линейных размеров образцов, а зависят только от отношения R_1/R_2 .

На рис.1 и 2 показано развитие механических напряжений в образцах при $R_1/R_2 = 0,6$ (к примеру – $\varnothing 30 \times \varnothing 50$), $T_0 = 1170^\circ C$. Напряжения вычислены для температур $T_{расч.} = 1000-0^\circ C$. Как видно из рис.1, в радиальном направлении в образцах должны возникать лишь напряжения сжатия σ_r . При этом величины напряжений сжатия даже при температуре $T_{расч.} = 0^\circ C$ не могут служить причиной разрушения магнитов, так как имеют значения существенно меньшие, чем предел прочности материала:

$$\sigma_{r, сжат.} = 23,8 \text{ Н/мм}^2 \ll \sigma_{в.сжат.} = 276 \text{ Н/мм}^2.$$

Иные результаты получаются при рассмотрении напряжений, действующих в образцах в тангенциальном направлении – σ_t (рис.2). Тангенциальные напряжения при переходе от внутреннего к внешнему радиусу магнита меняют знак, т.е. из сжимающих переходят к напряжениям растяжения. Сжимающие напряжения максимальны на внутренней цилиндрической поверхности образцов, при $0^\circ C$ достигают величины $\sigma_{t, сжат.} = 220 \text{ Н/мм}^2$. $[\sigma_t]_{в.сжат.} = 276 \text{ Н/мм}^2$, и, следовательно, не являются причиной разрушения. В то же время растягивающие напряжения на внешней цилиндрической поверхности образца уже при $800^\circ C$ превышают предел прочности материала на разрыв:

$$\sigma_{t, раст.}^{800^\circ C} = 50,5 \text{ Н/мм}^2 > [\sigma_t] = 34,5 \text{ Н/мм}^2.$$

Таким образом, при принятых допущениях образцы при охлаждении после термических операций неминуемо должны разрушаться вблизи $800^\circ C$. Этот результат не совпадает с расчетной температурой разрушения образцов с размерами $\varnothing 35 \times \varnothing 55$ ($R_1/R_2 = 0,64$) при $T_0 = 1150^\circ C$, приводимой авторами /2/, хотя ра

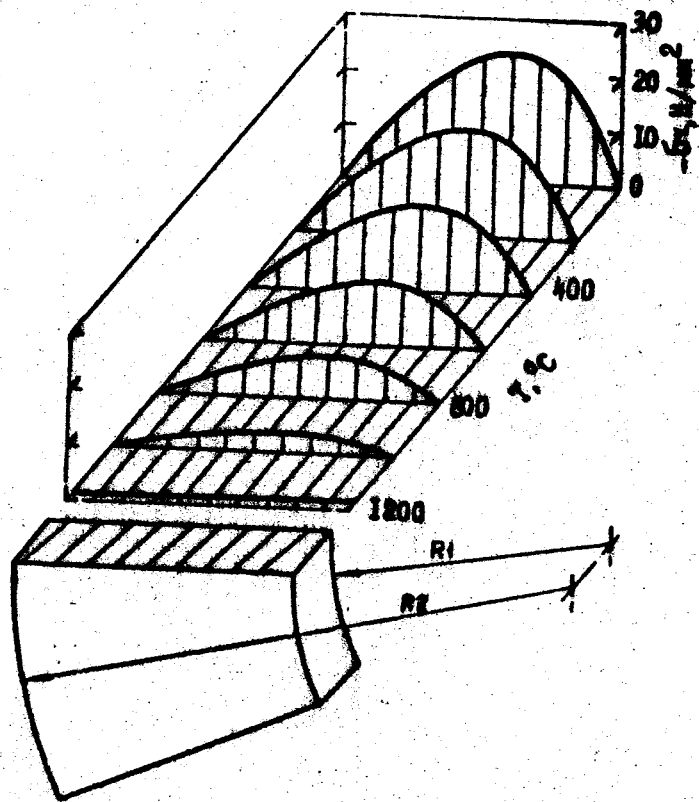


Рис.1. Радиальные напряжения в кольцевой заготовке с радиальной текстурой при $R_1/R_2 = 0,6$, $T_0 = 1170^\circ\text{C}$, $T_{\text{расч.}} = 1000 - 0^\circ\text{C}$

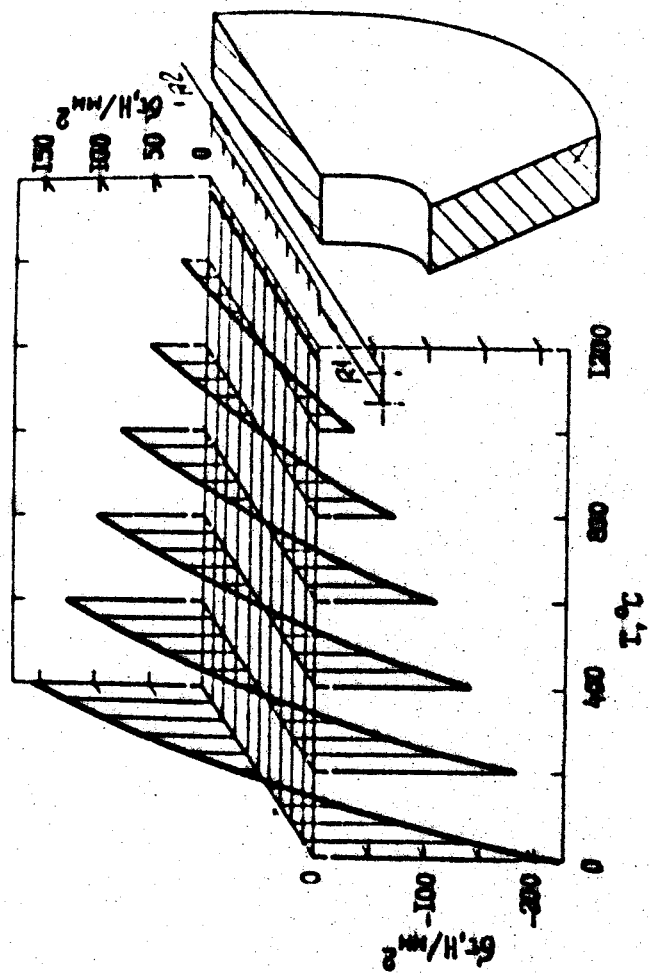


Рис.2. Тангенциальные напряжения в кольцевой заготовке с радиальной текстурой при $R_1/R_2 = 0,6$, $T_0 = 1170^\circ\text{C}$, $T_{\text{расч.}} = 1000 - 0^\circ\text{C}$

плече размерного фактора и температуры отсутствия напряжений незначительно.

На рис.3 показана зависимость максимальных напряжений, действующих в образце, от размерного фактора (R_1/R_2) при $T_0 = T_{\text{спек.}} = 1170^\circ\text{C}$ (кривые 1) и $T_0 = T_{\text{т.о.}} = 850^\circ\text{C}$ (кривые 2), $T_{\text{расч.}} = 0^\circ\text{C}$.

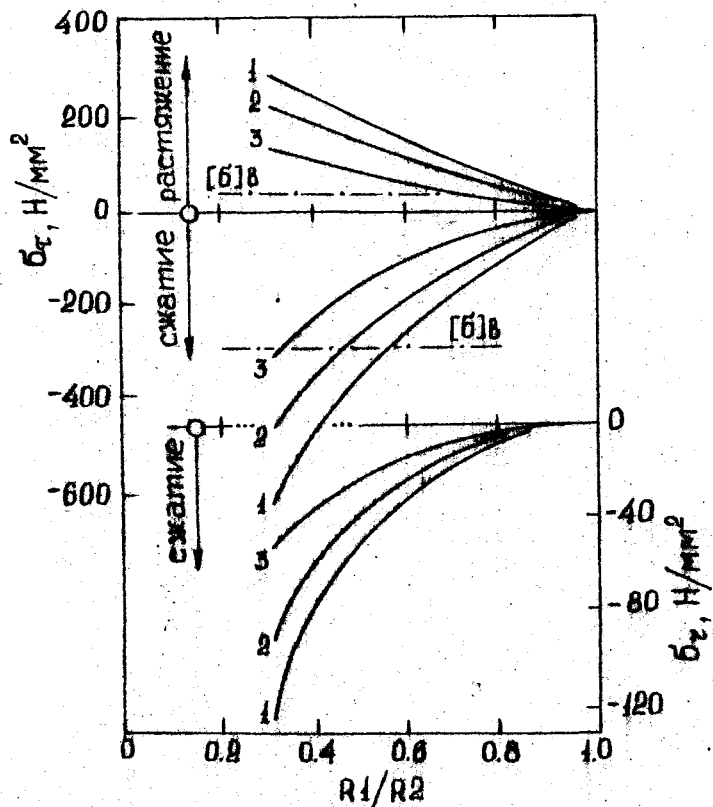


Рис.3. Максимальные тангенциальные (а) и радиальные напряжения (б) в кольцевой заготовке с радиальной текстурой в зависимости от размерного фактора R_1/R_2 ($T_0=1170-1; 850^\circ\text{C}-2$ и $500^\circ\text{C}-3; T_{\text{расч.}}=0^\circ\text{C}$)

Однако даже для подобных материалов трудно предположить, что при высоких температурах можно пренебрегать эффектами ползучести материала. Тогда абсолютно необъяснимы, например, механизмы способов придания образцам необходимого профиля в горячем состоянии без существенного снижения магнитных свойств. В связи с этим было предпринято решение обратной задачи - по известной температуре разрушения вычисление условной эквивалентной температуры отсутствия эффектов ползучести и, далее, определение напряжений, близких к реальным, при понижении температуры до 0°C .

Измеренная температура разрушения образцов с размерным фактором $R_1/R_2 = 0,6$ равна $320 \pm 5^\circ\text{C}$, а соответствующая ей T_0 близка к 500°C . Так как T_0 для одного материала не зависит от геометрии образцов, величина T_0 распространяема на все рассматриваемые размерные факторы. Принимая $T_0=500^\circ\text{C}$, получаем максимальные напряжения, действующие в теле магнита при интересующих температурах. В частности, для $T_{\text{расч.}}=0^\circ\text{C}$ данные представлены зависимостями 3 на рис.3.

Рассмотрим реальные разрушения образцов. На рис.4 представлены схемы пяти основных видов трещин радиально-текстурованных образцов. В подавляющем большинстве случаев образцы разрушаются в виде 1 и 4 на рис.4, т.е. присутствует одна или две диаметрально противоположные строго радиальные трещины. Реже встречаются разрушения вида 3 - две диаметрально противоположные трещины, одна из которых ветвится. Крайне редко встречаются разрушения вида 2 и 5 с одиночной изгибающейся или ветвящейся трещиной. При этом сопровождающая разрушение вторая трещина (2а, 5а - рис.4), если она образуется, располагается не строго диаметрально.

Характерные поверхности, образовавшиеся при самопроизвольном разрушении образцов, показаны на рис.5 и 6. На рис.5 - строго радиальное разрушение, на рис.6 - разрушение с ветвлением и изгибом. Вершины радиальных гребней излома на поверхностях направлены в сторону, противоположную направлению распространения трещины. Они определяют центр зарождения (очаг) разрушения (на рис.5 и 6 показан стрелкой, на рис.4 - точками) вблизи поверхности радиуса R_2 .

При определении температуры разрушения отмечено, что разрушение происходит практически мгновенно, независимо от скорости охлаждения и сопровождается характерным акустическим эффектом, т.е. разрушения образцов следует отнести к хрупкому типу.

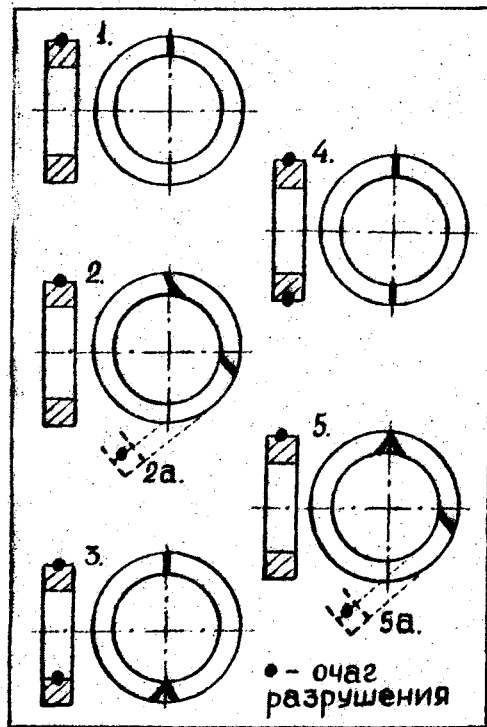


Рис.4. Основные виды трещин в образцах с радиальной текстурой

Таким образом, в случае разрушения кольца с одной или двумя строго радиальными трещинами (рис.5) причиной разрушения следует признать высокие напряжения растяжения на внешней цилиндрической поверхности кольца (радиуса R_2).

Сложнее дело обстоит, когда имеется трещина с изменением направления от радиального (рис.6). Характер разрушения указывает на менее катастрофическую скорость распространения трещины, что, по-видимому, связано с меньшей скоростью возрастания напряжений на внешней цилиндрической поверхности разреза, определяемой степенью кристаллографической текстуры. Из сопоставления фрактограммы с данными расчета напряжений (рис.2) можно сделать вывод, что причиной начала разрушения в этом случае остаются растягивающие напряжения на внешнем периметре кольца. Однако, поскольку меньшая скорость возра-

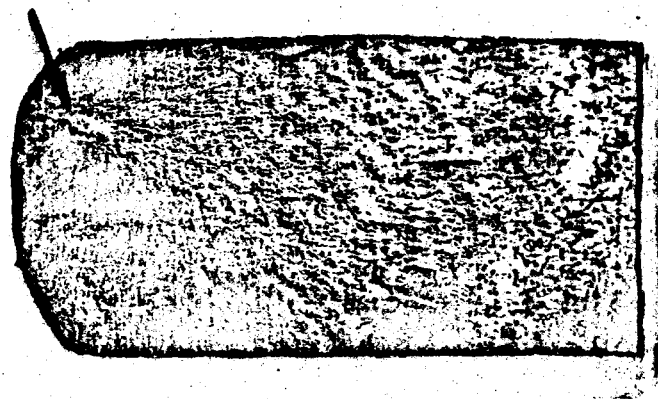


Рис.5. Поверхность разрушения при прямолинейном распространении трещины (1, 4 рис.4). Стрелкой показан очаг разрушения



Рис.6. Поверхность разрушения при криволинейном распространении трещины или воглупении (2, 3, 5 рис.4). Стрелкой показан очаг разрушения

тания напряжений обуславливает меньшую катастрофичность распространения разрушения, то его механизм из разрушения растяжения переходит к разрушению изгиба, возникающему при приближении трещины к зоне нарастания сжимающих тангенциальных напряжений σ_t . При этом зона долома поворачивается по отношению к очагу разрушения в направлении, параллельном направлению действия инициирующих трещину напряжений.

Наличие очагов разрушения на образцах с двумя трещинами противоречит расчету, так как в данном случае это очаг второй трещины, появляющейся при переходе трещины через отверстие в разрушающемся теле. Физически механизм разрушения можно представить как автокаталитическое, хрупкое распространение трещины.

Заметим, что при пластическом характере разрушения изотропного тела ветвление трещины определяется более высокой скоростью ее распространения /4-6/. При хрупком разрушении анизотропного образца более вероятен другой механизм. В соответствии с известными модельными представлениями каждый данный кристаллит теряет равновесие при движении трещины вблизи него и его упругое поле начинает уменьшаться. Разгрузка кристаллита идет от границы трещины до противоположной границы кристаллита. Физически это означает, что граница кристаллита, ближайшая к трещине, подтягивается к противоположной его границе, уменьшая первоначальное натяжение кристалла. Сокращаясь таким образом, кристаллит тянет за собой границу трещины /4/. В изотропном теле при хаотическом расположении кристаллографических осей кристаллитов это обуславливает искривление и ветвление трещин. Из-за наличия кристаллографической текстуры материала взаимодействие с границей трещины определяется плоскостями кристаллитов, перпендикулярными начальному направлению распространения трещины, т.е. плоскостями (0001). Причем в рассматриваемом случае при наличии радиальных напряжений сжатия σ_r , перпендикулярных плоскости (0001), разгрузка кристаллита должна идти интенсивнее, что увеличивает вероятность удержания вектора скорости фронта трещины в определенном кристаллографическом направлении. Эти процессы способствуют уменьшению криволинейности фронта трещины, определяют быструю его ориентацию и прямолинейность распространения трещины в условиях высокой степени кристаллографической текстуры (рис. 7а).

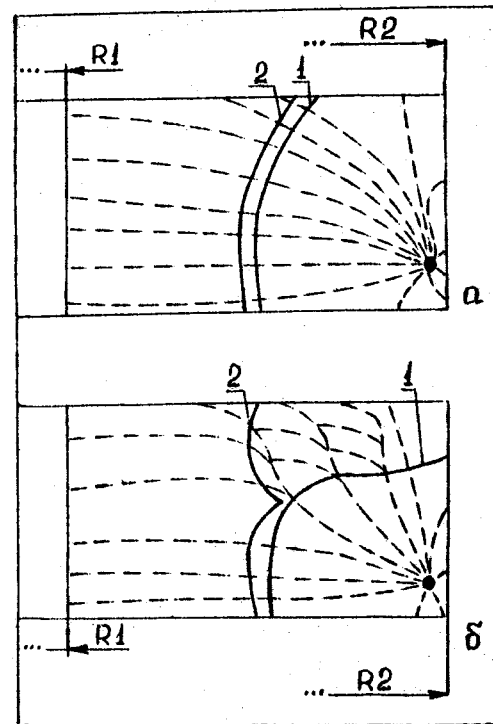


Рис. 7. Развитие разрушения в условиях прямолинейного (а) и криволинейного (б) распространения трещины. Показаны положения фронта трещины до (1) и после (2) перехода трещиной по поверхности, определяемой радиусом $R_n = (R_1 + R_2) / 2$

На рис. 7б показан фронт искривляющейся (или ветвящейся) трещины в момент перехода фронтом поверхности радиуса $R_n = (R_1 + R_2) / 2$. В этом случае ориентация фронта существенно ниже, чем в случае прямолинейного распространения. Это обусловлено, вероятно, меньшей степенью кристаллографической текстуры.

Пониженная степень кристаллографической текстуры приводит: а) к уменьшению радиальных напряжений сжатия σ_r , способствующих прямолинейности распространения трещины; б) к пре-

цессии вектора скорости фронта трещины в направлении нормаль к плоскостям (0001). Это уменьшает симметрию взаимодействия полей тангенциальных напряжений σ_t сжатия, увеличивающихся при переходе фронтом трещины поверхности радиуса $R_1 \approx (R_1 + R_2) / 2$ (см. рис.2). В конечном итоге увеличивается вероятность изменения направления распространения трещины и ветвления.

Примечательно, что изменение направления развития разрушения (или ветвления) увеличивает асимметрию взаимодействия поля напряжений трещины с полем тангенциальных напряжений сжатия образца. Статическое поле сжатия σ_r способствует разгрузке кристаллитов в направлении, параллельном кристаллографическим плоскостям (0001). Это должно привести к росту угла отклонения распространения трещины от первоначального направления.

Действительно, авторы наблюдали при ветвлении трещин на образцах увеличение угла отклонения от 22-30° (в начальный период ветвления) до 40-50°, а порой до 60-65° (при выходе трещины во внутреннюю полость образца или в случае вторично ветвящейся трещины - на внешнюю цилиндрическую поверхность).

Необходимо отметить, что инициировать ветвление также могут структурные неоднородности материала (окислы, поры, крупные зерна и др.), создающие локальные поля напряжений в образце.

ЛИТЕРАТУРА

1. Cools F. Complication in firing oriented hexaferrites due to anisotropic effects cracking of radially oriented rings during firing // Sci. of Ceram. - 1973. V. 7. - P. 27-44.
2. Савич А.Н., Антонов В.В. О возможности изготовления кольцевых магнитов из сплавов РЗМ-К с радиальной текстурой. Тез. докл. УП Всесоюз., конф. по постоянным магнитам. - Владимир, 1982. - С.91.
3. Rare-Earth-Cobalt permanent magnet technology / A. M. Paladino, N. J. Dionne et al. // Goldschmidt Inform. 1975. - V. 4, N. 35. - P. 63-74.

4. Финкель В.М. Физика разрушения. - М., 1970.
5. Фрактография и атлас фрактограмм: Справочник. - М., 1982.
6. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. - М., 1974.

УДК 538.221

Д.Д.Мишин, С.М.Егоров
(Калининский госуниверситет)

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЕЧЕННЫХ МАГНИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ НЕОДИМА, ЖЕЛЕЗА, КОБАЛЬТА И БОРА

Введение кобальта в сплавы неодима, железа и бора позволяет значительно улучшить температурную стабильность изготовленных на их основе спеченных магнитов /1/. Однако это улучшение сопровождается значительным снижением коэрцитивной силы H_c . Увеличить H_c кобальтсодержащих магнитов удалось введением в их состав легирующих добавок, в качестве которых использовались либо ТРЗМ (Тб, Dy), 12, 31, либо та же элементы, как Al, Ti, Mo, Nb и др. /4/. В первом случае повышение коэрцитивной силы H_c связано с увеличением поля анизотропии H_A матричной фазы /5/. Причины повышения H_c во втором случае до конца не выяснены.

В данной работе исследуются механизм резкого понижения гистерезисных свойств спеченных магнитов Nd-Fe-B при легировании их кобальтом и причины повышения коэрцитивной силы при вводе в кобальтсодержащий сплав Mo, Cr.

Приготовление образцов проводилось по методике, описанной в /6/. Магнитные измерения выполнены методом вибрационного магнитометра в открытой магнитной цепи и методом холловского гистерезисографа в неполностью замкнутой магнитной цепи. В первом случае образцы имели форму сферы диаметром 2,5...3,5 мм, во втором - призмы размерами 12x12x8 мм. Перед измерениями образцы намагничивались в импульсных магнитных полях напряженностью 100 кЭ. Исследование микроструктуры и доменной структуры спеченных постоянных магнитов выполнено по методу, описанной в /7/.