

УДК 539.415, 669.018.5

Особенности трансформации структуры в сплаве Fe – 30 % Cr – 8 % Co при комбинированном нагружении по схеме растяжения с кручением

Г.Ф. Корзникова, А.В. Корнева¹, Р.М. Кашаев, И.М. Миляев², Е.А. Корзникова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

¹ Институт металлургии и материаловедения Польской академии наук, Краков, 30-059, Польша² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119991, Россия

Приведены результаты экспериментального исследования эволюции структуры и микротвердости магнитотвердого сплава Fe – 30 % Cr – 8 % Co при сложном двухступенчатом нагружении в изотермических условиях по схеме растяжения-кручения при температуре 850 °С. Сравнение двух режимов нагружения с одинаковой суммарной степенью деформации, но с различной комбинацией степеней деформации при растяжении и кручении позволило установить, что кручение по сравнению с растяжением более устойчиво к локализации деформации. Показано, что нагружение по схеме растяжения и кручения может быть использовано для изготовления цилиндрических заготовок магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co с градиентной структурой.

Ключевые слова: градиентная структура, сложное нагружение, высокопрочные магниты

Peculiarities of structural transformation in Fe – 30 % Cr – 8 % Co alloy under complex tension-torsion loading

G.F. Korznikova, A.V. Korneva¹, R.M. Kashaev, I.M. Milyaev², and E.A. Korznikova

Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Ufa, 450001, Russia

¹ Institute of Metallurgy and Materials Science PAS, Krakow, 30-059, Poland² Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, Moscow, 119991, Russia

The paper reports on experimental study of structural evolution and microhardness of Fe – 30 % Cr – 8 % Co hard magnetic alloy under complex two-stage isothermal loading by tension and torsion at a temperature of 850 °C. Comparison of the two loading modes with the same total strain degree but with various strain degrees in tension and torsion allowed the conclusion that torsion is more stable to strain localization than tension. It is shown that loading by the tension-torsion pattern can be used for making cylindrical billets of Fe–Cr–Co hard magnetic alloys with a gradient structure.

Ключевые слова: gradient structure, complex loading, high-strength magnets

1. Введение

Экологически безопасные эффективные технологии, обеспечивающие снижение затрат энергии и материалов, предполагают использование сверхскоростных электрических машин нового поколения. В настоящее время считается, что самую высокую экономичность и самый высокий диапазон регулирования имеют магнитоэлектрические преобразователи энергии. Магниты из сплавов на основе Fe–Cr–Co обладают относительно невысокой по сравнению с другими магнитотвердыми материалами коэрцитивной силой, что открывает воз-

можность их намагничивания и размагничивания в составе электрической машины до необходимого в каждом случае уровня. Кроме того, сплавы на основе Fe–Cr–Co являются наиболее прочными и технологичными и имеют высокую коррозионную стойкость, что позволит использовать их в качестве роторов электрических машин.

Сплавы системы Fe–Cr–Co относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса [1]. Деформация этих сплавов обычно осуществляется при температурах выше 800 °С

[1]. Высококоэрцитивное состояние в них формируется за счет распада α -твердого раствора в процессе термомагнитной обработки и последующего ступенчатого отпуска при температурах ниже 650 °С, что приводит к охрупчиванию сплавов. Повышение прочностных характеристик возможно несколькими путями, основным подходом которых является уменьшение размера зерен при обработке с использованием интенсивной пластической деформации [2]. Материалы с ультрамелким зерном обладают улучшенным комплексом механических свойств, в том числе повышенными характеристиками прочности, сопротивления пластической деформации и трещиностойкости при различных условиях нагружения [3]. Ранее было показано, что использование всестороннейковки с понижением температуры [4] и интенсивной пластической деформации на наковальнях Бриджмена [5] ведет к повышению прочностных и пластических характеристик сплавов системы Fe–Cr–Co различного состава. Однако уменьшение размера зерен до наноуровня при таких деформационных обработках приводит к изменению кинетики распада пересыщенного α -твердого раствора и некоторому падению магнитных характеристик в этих сплавах [6].

Альтернативным способом повышения механических свойств без существенного ущерба для магнитных характеристик является формирование мелкозернистой структуры только в поверхностном слое, что позволяет подавить зарождение трещин в поверхностных слоях материала при высоких динамических нагрузках и тем самым в значительной степени увеличить его макропрочностные характеристики [7]. Одним из способов создания такой градиентной структуры является метод сложного нагружения, который заключается в последовательной или одновременной деформации сплошной или трубчатой заготовки при выбранной температуре по схеме кручения с добавлением компонент растяжения либо сжатия [8]. Экспериментальные исследования эволюции структуры и микротвердости магнитотвердых сплавов Fe–30 % Cr–8 % Co и Fe–25 % Cr–15 % Co при сложном двухступенчатом нагружении по схеме осадки-кручения выявили формирование градиентной структуры в широком интервале температур горячей деформации [9]. Полученные по такой схеме образцы имели форму таблеток с ультрамелкозернистым слоем лишь на плоской поверхности в активной зоне деформации вблизи подвижного бойка. Изготовление осесимметричных деталей с ультрамелким зерном на боковой поверхности возможно при использовании схемы нагружения, включающей растяжение и кручение на образцах с фиксированными захватами.

Цель настоящей работы: оценить влияние режимов сложного нагружения по схеме кручения с растяжением на структуру и характер упрочнения в магнитотвердом сплаве Fe–30 % Cr–8 % Co в интервале температур горячей деформации.

2. Материал и методики исследования

В качестве материала исследования был выбран сплав Fe–30 % Cr–8 % Co с пониженным содержанием Co [10]. Использование низкокобальтового сплава с открытой α -областью позволяет избежать высокотемпературного нагрева после деформирования и тем самым сохранить полученную мелкозернистую градиентную структуру в конечном изделии.

Литые заготовки сплава Fe–30 % Cr–8 % Co закаляли от 1200 °С в воду. Из закаленной на однофазный α -твердый раствор заготовки вырезали образцы в форме гантелей с рабочей частью диаметром 8 мм и длиной 45 мм (рис. 1, а). Образцы деформировали при температуре 850 °С, что соответствует интервалу температур сверхпластичности сплавов системы Fe–Cr–Co. Деформацию проводили на установке, описанной в работе [8], в изотермических условиях в два этапа: на первом этапе использовали растяжение, а на втором — кручение. Скорость деформации при растяжении составила $4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, при кручении — $4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Накопленная степень деформации может быть оценена по формуле (1) [8], учитывающей вклад кручения e_1 и растяжения e_2 :

$$e = e_1 + e_2 = \varphi R / \sqrt{3} l_0 + \ln(l/l_0), \quad (1)$$



Рис. 1. Внешний вид образцов сплава Fe–30 % Cr–8 % Co до деформации (а), после деформации растяжением 20 % и кручением 9 оборотов, образец 1 (б) и после деформации растяжением 120 % и кручением 3 оборота, образец 2 (в)

где φ — суммарный угол (в радианах) поворота всего образца, определенный по угловой измерительной линейке установки; R — расстояние от оси вращения; l_0 — длина образца перед деформированием; l — длина образца после деформирования. В настоящей работе представлены результаты сравнительного исследования двух образцов с различной комбинацией степеней деформации. Образец 1 (рис. 1, б) был растянут на 20 % и подвергнут кручению на 9 оборотов, а образец 2 (рис. 1, в) растянут на 120 % и прокручен на 3 оборота. Суммарная степень деформации, оцененная по формуле (1) на расстоянии половины радиуса ($R = 2$ мм), оказалась примерно одинаковой в обоих случаях и составила в образце 1 $e \sim 1.63$, а в образце 2 $e \sim 1.58$, а вблизи поверхности ($R = 3.5$ мм) заметно отличалась и составила в образце 1 $e \sim 2.72$, а в образце 2 $e \sim 1.95$.

Спектры разориентировок границ зерен получали методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) на растровом электронном микроскопе XL30 ESEM при ускоряющем напряжении 15 кВ с шагом сканирования 0.3 мкм. Микроструктуру образцов снимали на растровом электронном микроскопе JSM 840 при ускоряющем напряжении 15 кВ. Тонкую структуру образцов исследовали в просвечивающем электронном микроскопе JEM 2000EX при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.2 кг по результатам не менее 15 измерений. Погрешность измерений на различных образцах составляла не более 5 %.

3. Результаты исследования

3.1. Микроструктура после деформации

Исследования структуры недеформированного образца после отжига при температуре 850 °С методами оптической микроскопии выявили однофазную структуру с размером зерен α -фазы около 50 мкм. На рис. 2 и 3 приведена микроструктура на различных участках продольного сечения образца 1 (рис. 2) и образца 2 (рис. 3). Как видно из рис. 2 и 3, после деформации при выбранной температуре в обоих образцах формируется градиентная структура с минимальным размером зерен в поверхностной зоне рабочей части образца, причем разная комбинация степеней деформации при растяжении и кручении привела к формированию несколько отличающейся структуры в образцах 1 и 2. Так, в образце 1 произошло более существенное измельчение зерен вблизи поверхности, чем в образце 2. Кроме того, в образце 1 структура однородна по длине образца — размер и форма зерен α -фазы вблизи оси образца практически одинаковы на середине и на четверти длины образца (рис. 2, в, г), также как и вблизи поверхности (рис. 2, а, б). Сформировавшаяся структура имеет градиентный характер в направлении перпендикулярном оси образца и однородна по длине образца вдоль его оси. В образце 2 структура менее однородна по длине образца (рис. 3, а, б), что, видимо, связано с образованием шейки за счет большой степени растяжения. Структура вблизи поверхности в зоне шейки оказалась наиболее измельченной (рис. 3, б), в то время как во

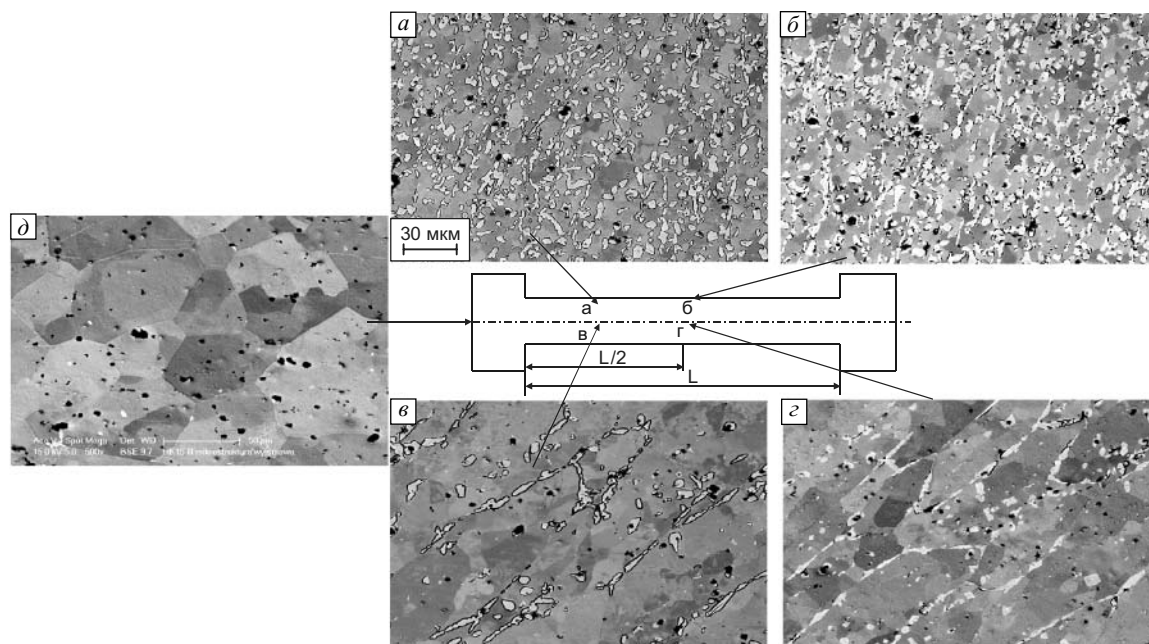


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения вблизи поверхности (а, б), в центре вдоль оси (в, г), а также в недеформированной части (д) образца, деформированного при 850 °С по схеме растяжения с кручением

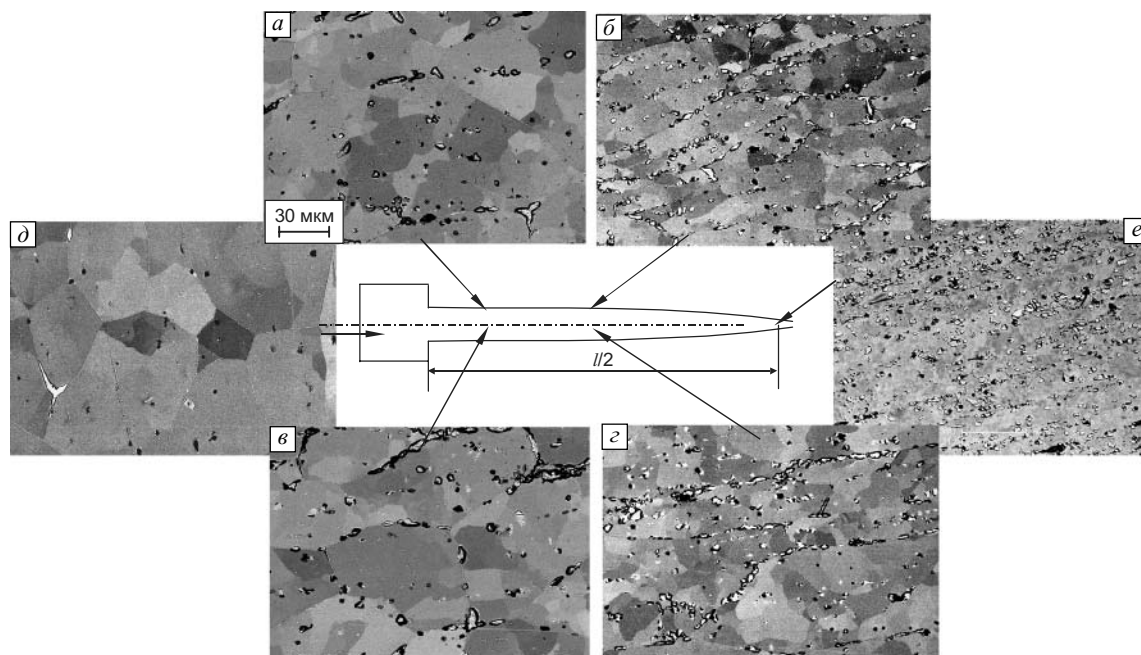


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения образца 2 вблизи поверхности (а, б), в центральной части вдоль оси (в, г), в недеформированной части (д) и в шейке (е)

внутренней части зерна остались крупными и равноосными вблизи захватов (рис. 3, в) или стали вытянутыми вблизи шейки (рис. 3, г). В обоих образцах деформировалась лишь рабочая часть, а структура в головках (рис. 2, д и рис. 3, д) сохранилась однофазной, крупнозернистой и практически равноосной.

Исследование тонких фольг образцов 1 и 2, вырезанных из приповерхностных слоев, соответствующих участкам на рис. 2, б и 3, б, показало, что в образце 1 вблизи поверхности сформировалась структура типа микродуплекс, где зерна α - и σ -фазы практически равноосны, имеют размер порядка 1 мкм, а плотность дислокаций невысока (рис. 4, а). В приповерхностной зоне образца 2 выявляется повышенная плотность дислокаций, дислокационные стенки формируют малоугловые

границы, которые разбивают исходные зерна α -фазы на фрагменты. Здесь σ -фаза выделяется, как правило, в тройных стыках границ зерен (рис. 4, б).

3.2. Фазовый состав

Рентгеноструктурный анализ показал, что исходная недеформированная структура является однофазной (рис. 5, а). Как было показано ранее в работе [11] интенсивная пластическая деформация сплава 30Х8К в интервале температур 750–850 °С активизирует образование σ -фазы, причем в недеформированных образцах в этом интервале температур выделения σ -фазы не происходит. Поэтому распределение σ -фазы по сечению образцов может служить отображением распределения деформации в них. Наличие σ -фазы в деформирован-

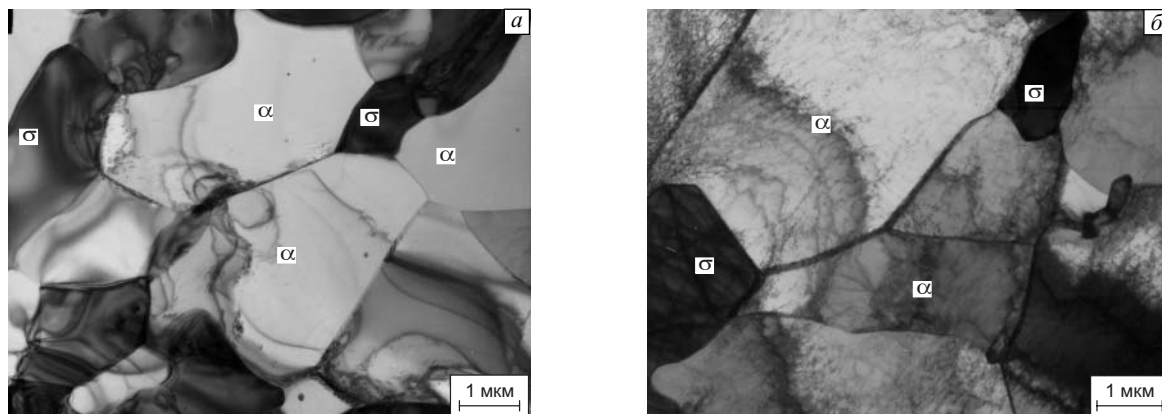


Рис. 4. Тонкая структура вблизи поверхности образцов 1 (а) и 2 (б)

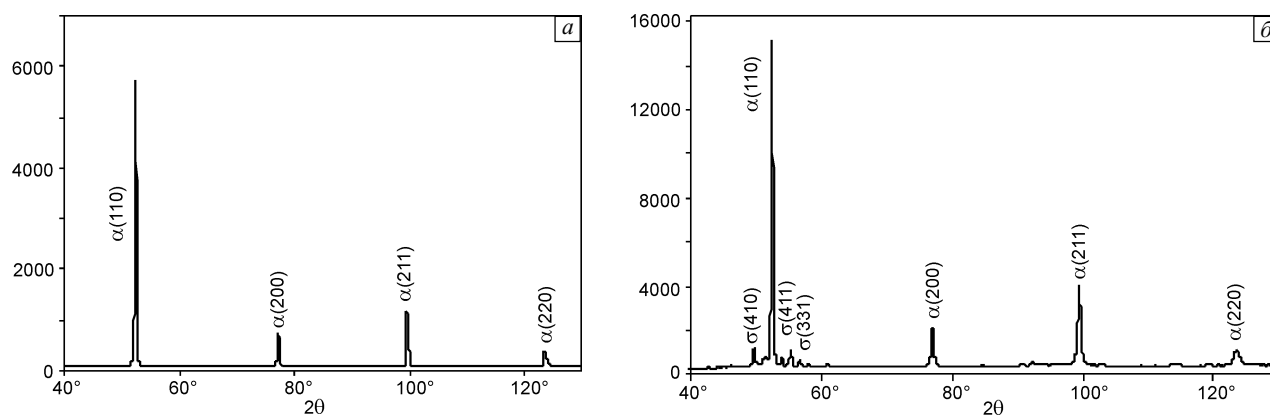


Рис. 5. Фазовый состав образца 1 до (а) и после деформации (б)

ных образцах 1 и 2 подтверждается рентгеноструктурным анализом (рис. 5, б). На снимках, полученных в сканирующем электронном микроскопе, выделения σ -фазы имеют вид отдельных мелких светлых зерен (рис. 2, а, б и 3, а, б), а также светлых выделений по границам крупных зерен (рис. 2, в, г и 3, в, г). В образце 1 за счет локализации деформации в поверхностных слоях количество σ -фазы оказалось максимально вблизи поверхности — 15 %, зерна σ -фазы распределены однородно вдоль поверхности и имеют округлую форму (рис. 2, а, б), в то время как в центральной части вдоль оси образца 1 выделений σ -фазы меньше — 6 % и они расположены по границам крупных вытянутых зерен (рис. 2, в, г). В образце 2 локализация деформации, по видимому, произошла в шейке образца (рис. 3, е), где по данным EBSD-анализа количество σ -фазы оказалось наибольшим и составило 10 %, в то время как на остальных участках ее содержание не превышало 3 %.

3.3. Анализ разориентировок зерен

Для получения более полной картины эволюции структуры при сложном нагружении был проведен анализ методом дифракции обратнорассеянных электронов различных участков образцов. Как показано выше, микроструктура в недеформированной части образцов (рис. 2, д и 3, д) представляет собой крупные равноосные, свободные от дефектов зерна α -фазы. По данным EBSD-анализа границы зерен в этой части остаются преимущественно большеугловыми. В деформированных зонах обоих образцов произошли значительные изменения спектра разориентировок зерен. На рис. 6 представлены карты разориентировок для участков, где произошло максимальное измельчение структуры (рис. 6, а, в), и для центральной зоны (рис. 6, б, г) образца 1 (рис. 6, а, б) и образца 2 (рис. 6, в, г). На картах большеугловые границы более 13° обозначены жирными черными линиями, малоугловые границы более 3.5° обозначены тонкими черными линиями, малоугловые границы менее 3.5° отмечены оттенками серого цвета. По сравне-

нию с недеформированным участком, доля высокоугловых границ зерен резко уменьшилась, а доля малоугловых разориентаций значительно выросла и сформировалась структура смешанного типа. Так, в образце 1 вблизи поверхности (рис. 6, а) доля большеугловых границ составляет 56.5 %, а вблизи оси (рис. 6, б) — 35.8 %, в образце 2 вблизи поверхности доля большеугловых границ составляет 24.4 %, а вблизи шейки — 13.5 %. Для обоих образцов в поверхностных слоях, где степень деформации выше, количество большеугловых границ больше, чем в центральной части. Таким образом, с увеличением степени деформации, рассчитанной по формуле (1), доля большеугловых границ увеличивается. Аналогичные результаты получены для исследуемого сплава при сложном двухступенчатом нагружении по схеме осадки-кручения в интервале температур горячей деформации [8].

3.4. Микротвердость

Распределение микротвердости HV по сечению в образцах 1 и 2 после деформации иллюстрирует рис. 7. Видно, что деформация в образце 1 (кривые а и б) привела к увеличению HV по всему сечению образца, однако распределение микротвердости неоднородно — во внутренней части вдоль оси образца значения микротвердости оказались пониженными, а вблизи поверхности на 20 % выше, что согласуется с данными структурного анализа. В целом, значения HV, измеренные в пределах одного слоя вдоль оси образца на расстоянии $L/2$ и $L/4$ от головки, примерно одинаковы. Такое градиентное распределение микротвердости наблюдается по всей длине образца 1 (кривые а и б на рис. 7) за исключением участков непосредственно примыкающих к головкам. Значения микротвердости и их различия на поверхности и в центральной части в образце 2 (кривая в) оказались в целом меньше, чем в образце 1. Наибольшие значения микротвердости обнаружены вблизи шейки (рис. 7, кривая г), где произошла локализация деформации и разрушение образца 2. Таким образом,

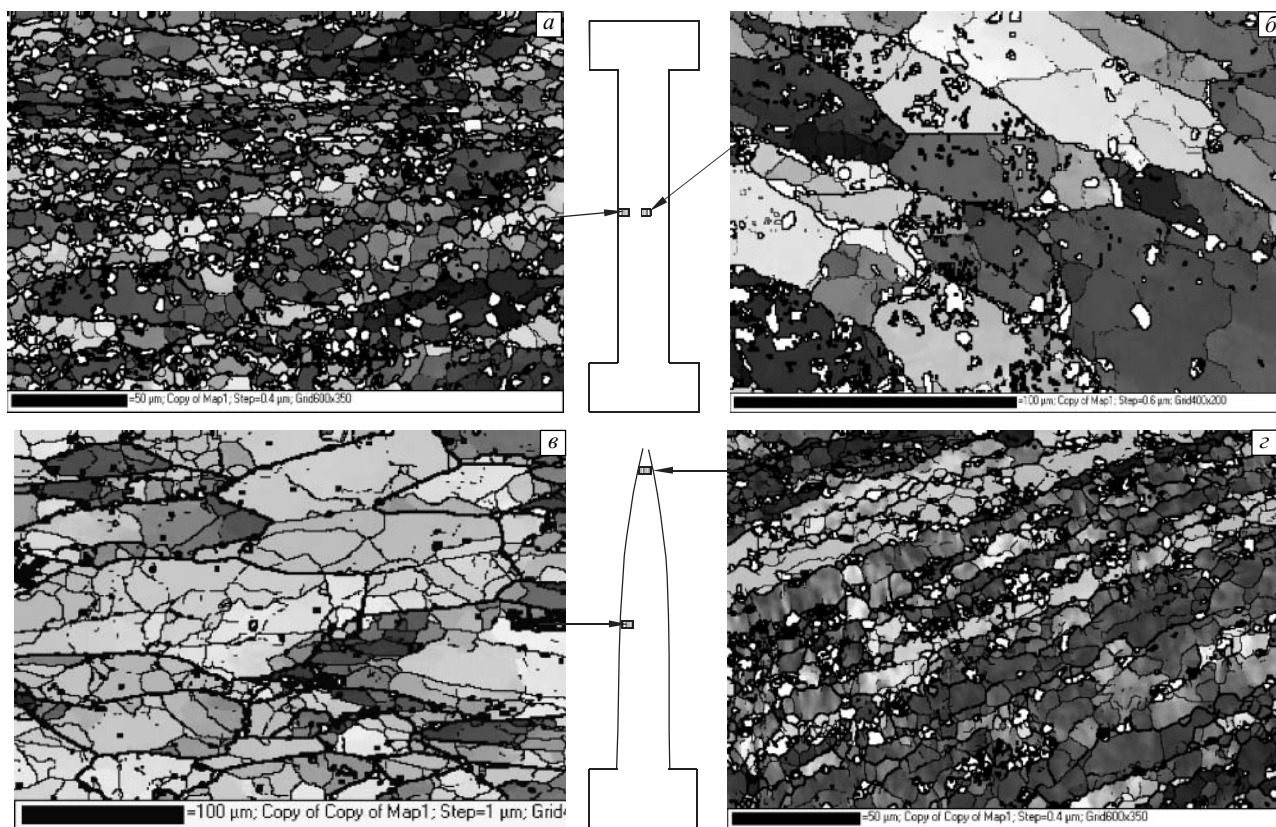


Рис. 6. Карты с обозначением малоугловых и большеугловых границ зерен вблизи поверхности (а), в центре вдоль оси (б) образца 1 и вблизи поверхности (в) и шейки (г) образца 2

мелкозернистым участкам в активной зоне деформации соответствуют наибольшие значения микротвердости для обоих образцов.

4. Обсуждение результатов

Использование в настоящей работе температурно-скоростных условий сверхпластичности и выбранной схемы деформации позволило провести деформацию образцов с исходной закаленной на α -твердый раствор

крупнозернистой структурой на большие степени, как в первом, так и во втором случае. В образце 1 деформация растяжением была сравнительно небольшой — 20 %, а кручение было проведено на 9 оборотов. При этом образец 1 не разрушился и имел достаточный ресурс пластичности. Необходимо отметить, что максимальное число оборотов, при которых разрушались образцы, растянутые на 20 % при температуре 850 °С, составило 16, причем структура в этом случае была однородной мелкозернистой по всему сечению рабочей части образца. В образце 2 большая степень деформации растяжением (120 %) в сочетании с небольшой деформацией кручением (3 оборота) привела к локализации деформации, формированию шейки и разрушению образца. Таким образом, эксперименты показали, что кручение по сравнению с растяжением более устойчиво к локализации деформации и позволяет получить большие деформации без разрушения.

Сравнение микроструктуры и спектра границ зерен двух образцов, деформированных при одинаковой температуре по одинаковой схеме растяжения-кручения, показывает, что в зависимости от выбранных комбинаций степеней деформации на этапах растяжения и кручения деформация локализуется на разных участках и размер зерен в активных зонах деформации умень-

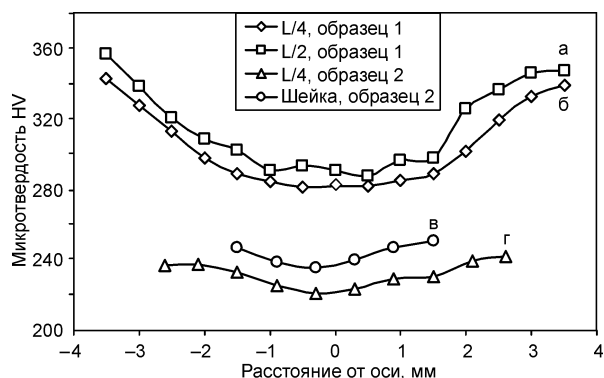


Рис. 7. Распределение микротвердости HV по сечению образцов 1 (кривые а и б) и 2 (кривые в и г)

шается. Согласно приведенным выше расчетам по формуле (1) в образце 1 степень деформации вблизи поверхности существенно выше, чем в центральной части, в то время как в образце 2 различие степеней деформации на поверхности и внутри не столь велико. Сформировавшаяся в образцах градиентная микроструктура и распределение σ -фазы в целом коррелируют с расчетами. Так, в образце 1 структура имеет явно градиентный характер в направлении перпендикулярном оси образца. Размер зерен на поверхности и внутри образца отличается почти в 10 раз, а микротвердость отличается на 20 %. Содержание σ -фазы также максимально в поверхностных слоях образца 1. При этом структура однородна по длине образца вдоль его оси. В образце 2 образовалась также градиентная в направлении перпендикулярном оси структура, но менее выраженная, чем в образце 1. В целом, трансформация крупнозернистой структуры в мелкозернистую отображает градиентное распределение величины деформации в соответствии с формулой (1). Однако следует иметь в виду, что формула (1) может быть использована лишь для приблизительной оценки степени деформации и не применима в условиях неоднородной деформации с образованием шейки.

Кроме того, в сплаве Fe–30 % Cr–8 % Co основной фазой является феррит, который обладает высокой энергией дефектов упаковки ($\gamma \sim 150 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$) [12]. Поэтому при высоких температурах трансформация крупнозернистой структуры в ультрамелкозернистую с размером зерен менее 1 мкм за счет динамической рекристаллизации затруднена из-за того, что при высоких значениях энергии дефектов упаковки облегчаются процессы поперечного скольжения дислокаций. Поэтому, как показывает анализ методом дифракции обратнорассеянных электронов, даже при больших степенях деформации вблизи поверхности в образце 1 велика доля малоугловых границ.

Поскольку температура и скорость деформации при комбинированном нагружении соответствовали оптимальным температурно-скоростным условиям сверхпластичности сплавов системы Fe–Cr–Co, то деформация на установившейся стадии, по-видимому, протекала в условиях сверхпластического течения, основным механизмом которого является зернограничное проскальзывание, не приводящее к изменению размера зерен. Этот факт, наряду с высоким значением энергии дефектов упаковки, не позволяет уменьшить размер зерен ниже некоторого значения, однако дает возможность получить массивные цилиндрические образцы с однородным слоем микрокристаллической структуры на поверхности.

Таким образом, деформация методом комбинированного нагружения по схеме растяжения с кручением позволяет получать цилиндрические заготовки магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co с градиентной

структурой с минимальным размером зерен на боковой поверхности. Варьирование степени деформации на этапах растяжения и кручения позволяет менять получаемую микроструктуру от однородной до градиентной с размером зерен на поверхности и внутри отличающимся на порядок. Сочетание высокой прочности за счет измельчения структуры в приповерхностном слое материала и высокого уровня магнитных свойств за счет сохранения структуры в объеме материала очень важно для разработки нового поколения магнитоэлектрических преобразователей энергии и сверхскоростных электрических машин с магнитными роторами. Используемый в настоящей работе метод может быть применен к немагнитным материалам — сталям ферритного класса в качестве упрочняющей поверхностной обработки осесимметричных деталей.

5. Выводы

Установлено, что при горячей деформации комбинированным нагружением, включающим растяжение и кручение, в сплаве Fe–30 % Cr–8 % Co формируется градиентная структура с минимальным размером зерен не более 10 мкм на боковой поверхности образцов.

Показано, что кручение по сравнению с растяжением более устойчиво к локализации деформации и позволяет получить большие деформации без разрушения.

Метод сложного нагружения по схеме растяжения и кручения может быть использован для изготовления цилиндрических заготовок магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co с повышенными прочностными характеристиками на боковой поверхности магнитов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 12-08-97008-р-поволжье_a) и частичной поддержке Министерства науки и высшего образования Республики Польша (проект № 507530539).

Литература

1. Кекало И.Б., Самарин Б.А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми свойствами. — М.: Металлургия, 1989. — 496 с.
2. Корзников А.В., Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. О предельных минимальных размерах зерен в наноструктурных металлических материалах, полученных при деформации кручением под давлением // Физ. мезомех. — 2006. — Т. 9. — Спец. выпуск. — С. 71–74.
3. Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation // Mat. Sci. Eng. A. — 1993. — V. 168. — No. 2. — P. 141–148.
4. Корзникова Г.Ф. Влияние схемы горячей деформации на структуру и свойства магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co // МТМ. — 2006. — № 2. — С. 33–37.
5. Корзникова Г.Ф., Носкова Н.И., Корнева А.В., Корзников А.В. Механические и магнитные свойства магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co, подвергнутых интенсивной пластической деформации // ФММ. — 2004. — Т. 98. — № 1. — С. 119–127.
6. Stolyarov V., Salimgareev Ch., Valiev R., Kloadas J., Chrost K. High coercive state in submicron-grained highly deformed Fe–Cr–Co alloy // Phys. Status Solidi A. — 1992. — V. 129. — P. 529–537.

7. Панин В.Е., Панин А.В. Проблемы мезомеханики прочности и пластичности наноструктурных материалов // Изв. вузов. Физика. – 2004. – № 8. – С. 5–18.
8. Кашаев Р.М., Корзникова Г.Ф., Корзников А.В. Особенности механического поведения магнитотвердого сплава 25X15K при неоднородном деформировании // Перспективные материалы. – 2011. – № 12. – С. 213–217.
9. Корзникова Г.Ф., Корнева А.В., Корзникова Е.А. Формирование градиентной структуры в магнитотвердых сплавах на основе системы Fe–Cr–Co при комбинированном нагружении // Физ. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 5. – С. 99–106.
10. Миляев А.И., Ковнеристый Ю.В., Ефименко С.П., Корзникова Г.Ф. Магнитные свойства деформируемого магнитотвердого Fe–Cr–Co сплава с 8 масс. % кобальта // ФизХОМ. – 2003. – № 3. – С. 86–88.
11. Корзникова Г.Ф., Корнева А.В. Формирование субмикроструктурной σ -фазы в малокобальтовом магнитотвердом сплаве 30X8K при большой пластической деформации // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 5. – С. 21–25.
12. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Диаграммы горячей деформации, структуры и свойства сталей. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.

Поступила в редакцию
04.05.2012 г.

Сведения об авторах

Корзникова Галия Фердинандовна, д.т.н., внс ИПСМ РАН, korznikova@anrb.ru

Корнева Анна Валерьевна, к.т.н., инж. Института металлургии и материаловедения ПАН, Краков, Польша, korneva_anna@mail.ru

Кашаев Ришат Мавлявиевич, к.т.н., нс ИПСМ РАН, kashaev@newmail.ru

Миляев Игорь Матвеевич, д.т.н., внс ИМЕТ РАН, imilyaev@mail.ru

Корзникова Елена Александровна, к.ф.-м.н, мнс ИПСМ РАН, helenne@yandex.ru