

Трансформация структуры в магнитотвердом сплаве 30X8K при сложном нагружении по схеме растяжения с кручением

Корзникова Г.Ф.

korznikova@anrb.ru

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Халтурина 39, 450001 Уфа

Transformation of the structure in the 30Kh8K hard magnetic alloy during complex loading by tension and torsion

G.F. Korznikova

Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa

Проведено сравнение трех режимов нагружения по схеме растяжения с кручением. Установлено, что кручение по сравнению с растяжением более устойчиво к локализации деформации. Показано, что нагружение по схеме растяжения с кручением может быть использовано для изготовления цилиндрических заготовок магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co как с градиентной структурой, так и с однородной микрокристаллической структурой.

Ключевые слова: градиентная структура, сложное нагружение, высокопрочные магниты.

Three loading conditions are compared for the combination of tension and torsion. It is established that torsion is more resistant to deformation localization than tension. It is shown that the combined loading by tension and torsion can be used for processing of cylindrical workpieces of Fe-Cr-Co based hard magnetic alloys both with gradient and uniform microcrystalline structure.

Keywords: gradient structure, complex loading, high-strength magnets.

1. Введение

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 возможность 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 открывает широкие возможности для использования их в качестве роторов электрических машин. Эти сплавы относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса [1], причем деформация обычно осуществляется при температурах выше 800°C [1]. Высококоэрцитивное состояние в них формируется за счет расслоения α -твердого раствора на когерентно связанные сильномагнитную α_1 и слабомагнитную α_2 фазы в процессе тер-

момангнитной обработки и последующего ступенчатого отпуска при температурах ниже 650°C, что приводит к охрупчиванию сплавов. Для повышения прочностных характеристик возможно использование разных подходов, связанных, как правило, с формированием мелкого зерна различными методами интенсивной пластической деформации [2,3], однако зачастую это приводит к снижению магнитных свойств. Одним из способов 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 [4]. Ранее было показано, что в магнитотвердых сплавах Fe-30%Cr8%Co (30X8K) и Fe-25%Cr15%Co (25X15K) при сложном двухступенчатом нагружении по схеме осадка с кручением в широком интервале температур горячей деформации можно получить образцы в форме таблеток с градиентной структурой [5]. 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 растяжение с кручением на структуру и характер упрочнения в магнитотвердом сплаве 30X8K при горячей деформации.

2. Материал и методики исследования

Литые заготовки сплава Fe-30%Cr8%Co закаливали от 1200°C 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. Образцы деформировали при температуре 850°C, что соответствует интервалу температур сверхпластичности сплавов системы Fe-Cr-Co. Деформацию проводили на установке, описанной в работе [6], при $T = 850^\circ\text{C}$ в два этапа: на первом этапе использовали схему растяжение, а на втором - кручение. Скорость деформации при растяжении составила $4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, при кручении - $4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, что соответствует оптимальным температурно-скоростным условиям сверхпластичности для данного сплава. Накопленная степень деформации может быть оценена по формуле (1), [6], учитывающей вклад кручения e_1 и растяжения e_2 :

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

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 трех образцов с различной комбинацией степеней деформации (см. табл. 1). Суммарная степень деформации e , оцененная по формуле (1) на расстоянии половины радиуса ($R = 2 \text{ мм}$), оказалась примерно одинаковой в образцах 1 и 2, а в образце 3, деформированном до разрушения, существенно больше.

3. Результаты исследования

Микроструктура. Структура недеформированного образца после отжига при температуре 850°C является однофазной с размером зерен α -фазы около 50 мкм. После деформации в образцах 1 и 2 сформировалась 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. 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 также как и вблизи поверхности. Сформировавшаяся структура имеет градиентный характер в радиальном направлении и однородна по длине образца вдоль его оси. В образце 2 структура

менее однородна по длине образца, что, видимо, связано с образованием шейки за счет большой степени растяжения. В образце 3 структура однородна как вдоль оси, так и в направлении перпендикулярном оси образца.

Во всех образцах деформировалась лишь рабочая часть, а структура в головках сохранилась однофазной, крупнозернистой и равноосной.

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

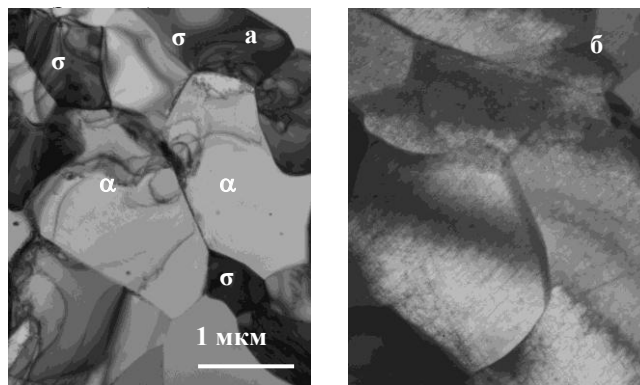


Рис. 1. Тонкая структура вблизи поверхности образцов 1 (а) и 2 (б).

Фазовый состав. Как было показано ранее в работе [7] интенсивная пластическая деформация сплава 30X8K в интервале температур 750-850°C 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. На снимках полученных в сканирующем электронном микроскопе выделения σ -фазы имеют вид отдельных мелких светлых зерен, а также светлых выделений по границам крупных зерен (рис. 2).

В образце 1 по данным EBSD анализа, 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, в то время как в центральной части вдоль оси образца 1 выделений σ -фазы меньше - 6% и они расположены по границам крупных вытянутых зерен. В образце 2 локализация деформации, по-видимому, произошла в шейке образца, где количество σ -фазы составило 10%, в то время как на остальных участках ее содержание не превышало 3%. Наибольшее содержание σ -фазы оказалось в образце 3, причем как на поверхности, так и в объеме ее доля достигает 30%. Наличие σ -фазы в деформированных образцах подтверждается также рентгеноструктурным анализом.

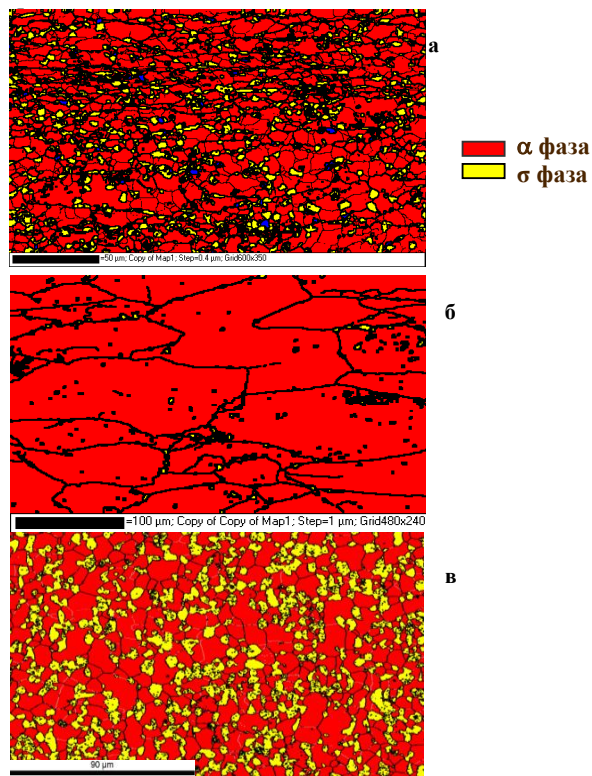


Рис. 2. Распределение σ -фазы в приповерхностных слоях образцов 1 (а), 2 (б), 3 (в).

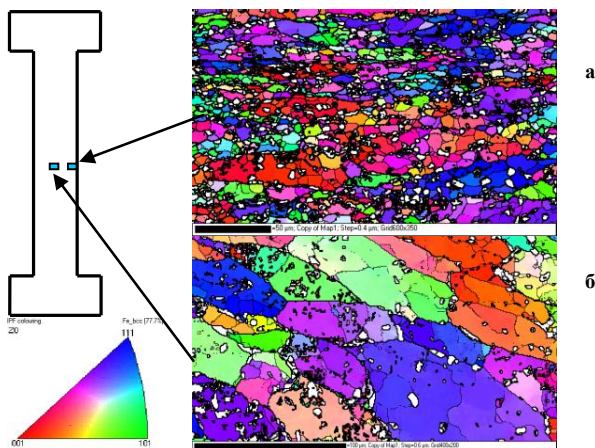


Рис. 3. Карты с обозначением малоугловых и большеугловых границ зерен вблизи поверхности (а) и в центре (б) образца 1.

Анализ разориентировок зерен. Для получения более полной картины эволюции структуры при сложном нагружении был проведен EBSD анализ различных участков образцов. После деформации границы зерен в недеформированных частях образцов остаются преимущественно большеугловыми. В деформированных зонах всех образцов произошли значительные изменения спектра разориентировок зерен. На рис. 3, 4, 5 представлены карты разориентировок образцов 1, 2, 3 для участков, где произошло максимальное измельчение структуры (рис. 3,а и 4,а) и для центральной зоны (рис. 3,б и 4,б) образцов 1 и 2, а также приповерхностной зоны образца 3 (рис. 5).

На картах большеугловые границы более 13° обозначены жирными черными линиями, малоугловые грани-

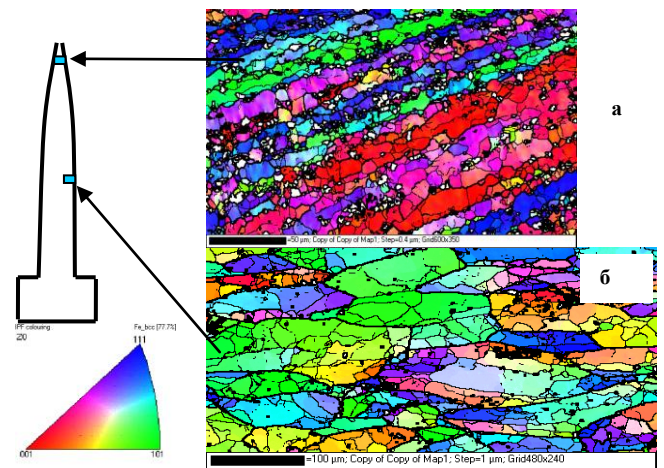


Рис. 4. Карты с обозначением малоугловых и большеугловых границ зерен вблизи поверхности (а) и в шейке (б) образца 2.

цы более $3,5^\circ$ обозначены тонкими черными линиями, малоугловые границы менее $3,5^\circ$ отмечены оттенками цвета. По сравнению с недеформированным состоянием, в образцах 1 и 2 доля высокоугловых границ зерен резко уменьшилась, а доля малоугловых разориентаций значительно выросла, и сформировалась структура смешанного типа. Так, в образце 1 вблизи поверхности (рис. 3,а) доля большеугловых границ составляет 56,5%, а вблизи оси (рис. 3,б) - 35,8%, в образце 2 вблизи поверхности доля большеугловых границ составляет - 24,4%, а вблизи шейки - 13,5%. Для образцов 1 и 2 в поверхностных слоях, где степень деформации выше количество большеугловых границ оказалось больше, чем в центральной части. Таким образом, с увеличением степени деформации, рассчитанной по формуле (1), доля большеугловых границ, в целом, увеличивается. Аналогичные результаты получены для исследуемого сплава при сложном двухступенчатом нагружении по схеме осадка-кручение в широком интервале температур горячей деформации [5].

В образце 3, в отличие от образцов 1 и 2, сформировалась однородная по всему сечению структура с размером зерен α -фазы около 10 мкм и σ -фазы не более 5 мкм. Доля большеугловых границ оказалась здесь наибольшей и составила 80% (рис. 5).

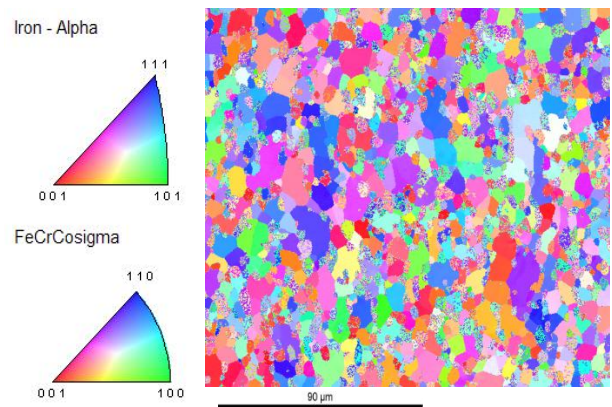


Рис. 5. Карта с обозначением малоугловых и большеугловых границ зерен вблизи поверхности образца 3.

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. 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. Максимальное число оборотов при котором разрушился образец 3 растянутый как и образец 1 на 20% 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 образцов, деформированных при одинаковой температуре по одинаковой схеме «растяжение+кручение» 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 уменьшается. 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 1 и 2 градиентная микроструктура и распределение σ -фазы, в целом, коррелируют с расчетами. Так, в образце 1 структура имеет явно градиентный характер в радиальном направлении. 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 структура, но менее выраженная, чем в образце 1.

Однако следует иметь ввиду, что формула (1) может быть использована лишь для приблизительной оценки степени деформации и не применима на установившейся стадии деформации в условиях сверхпластичности.

Так, в случае образца 3 сформировавшаяся структура не коррелирует с расчетами. В образце 3 степень деформации существенно выше, что обусловило выделение значительного количества σ -фазы (~30%) и формирование двухфазной структуры. Поскольку температура и скорость деформации при комбинированном нагружении соответствовали оптимальным температурно-скоростным условиям сверхпластичности сплавов системы Fe-Cr-Co, то двухфазная структура трансформировалась в мелкозернистую равноосную структуру типа микродуплекс. В дальнейшем, в условиях сверхпластического течения размер зерен уже не уменьшался, так как на

установившейся стадии основным механизмом является зернограничное проскальзывание, не приводящее к изменению размера зерен. Причем, очевидно, микродуплексная структура формируется вначале в приповерхностных слоях, а затем, распространяется во внутренние слои до оси образца. Поэтому в образце 3 во всех сечениях наблюдается однородная микрокристаллическая равноосная структура.

Кроме того, поскольку, в сплаве Fe-30%Cr8%Co основной фазой является феррит, который обладает высокой энергией дефектов упаковки ($\gamma \sim 150$ мДж·м⁻²) [8], то при высоких температурах трансформация крупнозернистой структуры в ультрамелкозернистую с размером зерен менее 1 мкм за счет динамической рекристаллизации затруднена. Это связано с тем, что при высоких значениях энергии дефектов упаковки облегчаются процессы поперечного скольжения дислокаций. Поэтому, как показывает EBSD анализ в образцах 1 и 2 велика доля малоугловых границ и зерна вытянуты.

Высокое значение энергии дефектов упаковки и действие зернограничного проскальзывания, не позволяют уменьшить размер зерен ниже некоторого значения, характерного для выбранной температуры, однако дают возможность получить массивные цилиндрические образцы как со слоем микрокристаллической структуры на поверхности, так и с однородной микрокристаллической структурой по всему сечению.

5. Заключение

Таким образом, деформация методом комбинированного нагружения при оптимальных температурно-скоростных условиях сверхпластичности по схеме растяжение с кручением позволяет получать цилиндрические заготовки магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co. 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. Использованный в настоящей работе метод может быть применен к немагнитным материалам - сталям ферритного класса в качестве упрочняющей поверхностной обработки осесимметричных деталей.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 12-08-97008-р-поволжье-а.

Литература

1. V.V. Sergeev, T.I. Bulygina. Magnetically Hard Materials, Moscow: Energiya (1980) 223 p. (in Russian). [Сергеев В.В., Булыгина Т.И. Магнитотвердые материалы. М.: Энергия. (1980) 223 с].
2. A.V. Korznikov. Structure and Mechanical Properties of Metals and Alloys Subjected to Severe Plastic Deformation/ Thesis, IMSP Ufa, (2000) (in Russian) [Корзников А.В. Структура и механические свойства металлов и сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформации. Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук

- Уфа, 2000].
3. M.V. Markushev. Letters on Materials. **1** (1), 36 (2011) (in Russian) [М.В. Маркушев. Письма о материалах. **1** (1), 36 (2011)].
 4. V.Ye. Panin, A.V. Panin. Russian Physics Journal **47**(8), 793 (2004). [Панин В.Е., Панин А.В. Известия ВУЗов. Физика. **8**, 5 (2004)].
 5. G. Korznikova, A. Korznikov. Mater. Sci. Eng. A**503**, 99 (2009).
 6. R.M. Kashaev, G.F. Korznikova, A.V. Korznikov. Journal of Advanced Materials **12**, 213 (2011) (in Russian) [Кашаев Р.М., Корзникова Г.Ф., Корзников А.В. Перспективные материалы **12**, 213 (2011)].
 7. G.F. Korznikova, A.V. Korneva. Deformatsiya i Razrushenie Materialov. **5**, 21 (2010) (in Russian) [Корзникова Г.Ф., Корнева А.В. Деформация и разрушение материалов. **5**, 21 (2010)].
 8. M.L. Bernstein, S.V. Dobatkin, L.M. Krutkina, S.D. Prokoshkin. Diagrams of Hot Deformation, Structure and Properties of Steels. Moscow: Metallurgia (1989) 544 p. (in Russian).