УДК 537.622:621.77

Д.В. Королев[1], И.И. Резчикова[1], В.П. Пискорский[1], Р.А. Валеев[1], Р.Б. Моргунов[1,2]

МЕТОД ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ СИСТЕМЫ РЗМ–Fe–B С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УСТАНОВОК ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ (обзор)

DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-11-18

Рассмотрено изготовление постоянных магнитов методом горячего прессования, в том числе с применением перспективных установок искрового плазменного спекания. Обсуждаются основные технологические параметры и механизмы формирования анизотропной текстуры магнита. Описан метод быстрой закалки спиннингованием расплава с получением быстрозакаленного порошка для горячего прессования постоянных магнитов. Рассмотрено влияние микроструктуры быстрозакаленного порошка на анизотропию магнитных свойств при последующем горячем деформировании магнита.

Ключевые слова: *постоянные магниты, горячее прессование, магнитная текстура, быстрая закалка.*

The permanent magnets manufacture by means of hot pressing process including challenging spark plasma sintering technique is presented. The magnetic texture formation and hot pressing process main technological conditions are discussed. The rapid-solidification melt spinning production technique for the following permanent magnets hot pressing are described. The melt-spun material microstructure influence upon magnetic texture in the course of magnet hot deformation process is discussed in the article as well.

Keywords: *permanent magnets, hot pressing, magnetic texture, melt spinning.*

[1]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

[2]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем химической физики Российской академии наук [The Institute of Problems of Chemical Physics of the Russian Academy of Sciences]; e-mail: director@icp.ac.ru

Введение

С момента изготовления методом порошковой металлургии в 1984 году наиболее энергоемкого магнита системы Nd–Fe–B с энергией 42,74 МГс·Э [1] исследователи всего мира стремятся достичь характеристик, близких к теоретическому пределу, достижимому для данной системы. Благодаря контролю состава и технологии изготовления магнитов стало возможным увеличить запасаемую магнитную энергию в них до 56,69 МГс·Э [2]. Другим методом улучшения свойств постоянных магнитов является горячая деформация быстрозакаленного порошка материала. Авторы работы [3] путем горячего компактирования и последующей горячей деформации изготовили постоянный магнит с энергией 50,28 МГс·Э, а в работе [4] сообщалось о достижении максимального энергетического произведения 54,4 МГс·Э этим же методом.

Технология изготовления постоянных магнитов методом горячей деформации отличается от метода порошковой металлургии тем, что позволяет создать магнитную текстуру не внешним магнитным полем, а с помощью направленной кристаллизации аморфной фазы, задаваемой направлением потока жидкой фазы. При этом достигается более высокая степень текстурирования [5], высокая коррозионная стойкость и температурная стабильность, а также пониженная хрупкость по сравнению с магнитами, изготовленными по стандартной порошковой технологии [6]. Перечисленные преимущества важны при изготовлении термостабильных кольцевых магнитов с радиальной текстурой (КМРТ), используемых в навигационной технике [7–9], и других изделий заданной формы и направления текстурирования.

Технология изготовления магнитов методом горячей деформации может быть реализована на установках искрового плазменного спекания [10, 11]. Использование таких установок позволяет существенно ускорить процесс спекания и ограничить рост зерна основной магнитной фазы благодаря высоким скоростям нагрева. Полученные образцы обладают плотностью, близкой к теоретическим значениям, и средним размером зерен, близким к размеру частиц исходного порошка [12].

Цель данной работы заключалась в сравнительном анализе данных, полученных из научной литературы, относительно технических параметров и условий реализации метода горячего прессования с помощью искрового плазменного спекания.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 11.1. «Термостабильные магнитотвердые материалы и математические модели расчета их температурных характеристик для навигационных приборов нового поколения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [13].

Связь микроструктуры материала и магнитных свойств изготовленных из него постоянных магнитов

Стратегия изготовления постоянных магнитов состоит в создании условий для переноса свойств исходного магнитного материала (намагниченность насыщения, поле анизотропии) в конечные свойства готового постоянного магнита (остаточная индукция, коэрцитивная сила, максимальное энергетическое произведение, температурный коэффициент индукции). В первую очередь необходимо разработать магнитный материал, обеспечивающий необходимый уровень свойств, а затем подобрать наилучшую технологию изготовления из него постоянного магнита необходимой формы и с характеристиками, максимально близкими к свойствам исходного материала. Этот подход обеспечивает достоверность экспериментальных данных уже на первых стадиях создания магнита и позволяет производить отбор пригодных материалов задолго до получения магнита, что позволяет экономить материальные и временны́е ресурсы.

Современный высокоэнергетический постоянный магнит – это сложная физико-химическая система, в которой магнитные свойства зависят от ориентации зерен, наличия посторонних фаз, поверхностных модифицированных слоев зерен основной фазы 2-14-1, межзеренных прослоек, полей рассеяния зерен и т. п. Максимальные значения остаточной индукции магнита достигаются путем текстурирования, т. е. выстраивания магнитоанизотропных зерен основной магнитной фазы таким образом, чтобы направления их осей легкой намагниченности были сонаправлены. Текстурированное состояние увеличивает свободную энергию магнита, что компенсируется развитием доменной структуры внутри зерен. Процесс размагничивания доменами может быть заторможен путем создания определенной микроструктуры, которая предотвращает нуклеацию и движение доменных стенок, увеличивая коэрцитивную силу магнита.

Различают три типа постоянных магнитов на основе системы Nd–Fe–B с идеализированной микроструктурой [14], обеспечивающей максимальное достижение в магните свойств исходного монокристалла состава $Nd_2Fe_{14}B$ (рис. 1).

В *первом типе магнитов* (рис. 1, *а*) зерна основной магнитной фазы имеют размер, близкий к однодоменному, и изолированы друг от друга тонкой парамагнитной прослойкой межзеренной фазы (преимущественно Nd). Каждое отдельное зерно основной магнитной фазы можно рассматривать как отдельный постоянный магнит (зарождению и движению доменных стенок препятствует «немагнитная» прослойка, устраняющая обменное взаимодействие между зернами). Этот вариант достигается за счет переизбытка редкоземельных элементов в химическом составе сплава.

Второй тип магнитов (рис. 1, *б*) основан на использовании стехиометрического состава $Nd_2Fe_{14}B$ магнитотвердого материала при отсутствии межзеренной фазы. Объемное содержание основной магнитной фазы в этом случае максимально, что приводит к увеличению остаточной индукции по сравнению с магнитами первого типа. Однако это приводит к уменьшению величины коэрцитивной силы ввиду отсутствия препятствий движению доменных стенок между зернами состава $Nd_2Fe_{14}B$.

В *третьем типе магнитов* реализуется нанокомпозитная система из зерен основной магнитотвердой фазы и обогащенной железом магнитомягкой фазы (рис. 1, *в*). Благодаря этому значительно увеличивается остаточная индукция, так как железо обладает высокой намагниченностью насыщения (M_S(α-Fe)=1,7 кГс), но снижается коэрцитивная сила, поскольку доменные стенки беспрепятственно передвигаются между зернами и компенсируют рост магнитной энергии при попытке достижения высоких значений магнитного текстурирования. Кроме того, низкое значение константы анизотропии железа (K_1(α-Fe)=$4{,}72\cdot10^5$ эрг/см^3 [15]) приводит к уменьшению суммарной магнитной анизотропии магнита, ухудшая его свойства.

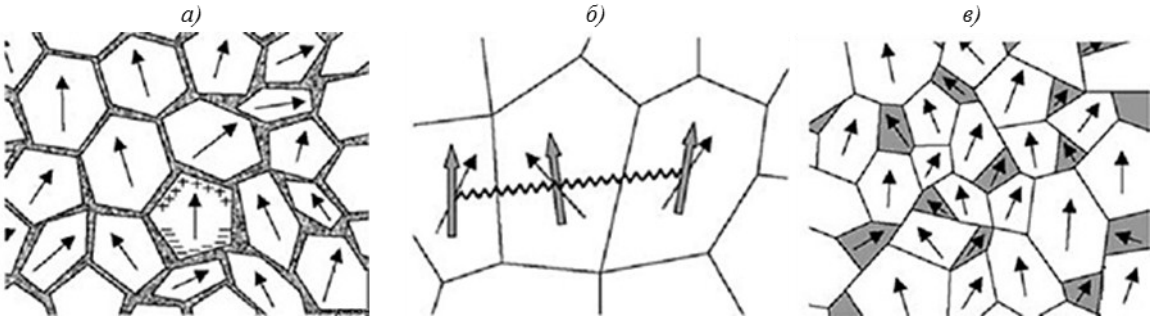

Рис. 1. Типы постоянных магнитов на основе системы Nd–Fe–B с идеализированной микроструктурой [14]

Таким образом, все три известные стратегии изготовления магнитов обладают очевидными недостатками, при устранении которых возникают фундаментальные препятствия, связанные с компенсирующим действием доменной подсистемы, предотвратить которые оказывается проблематично. Применение метода горячей деформации позволяет изменить ситуацию на такую, для которой упомянутые факторы оказываются незначительными.

Технология изготовления постоянных магнитов методом горячей деформации

Микроструктура исходного магнитотвердого материала очень важна при изготовлении постоянных магнитов методом горячего прессования. Поэтому после выплавки материал подвергают быстрой закалке. Это позволяет получить материал с оптимальным фазовым составом и микроструктурой вследствие изменения скорости охлаждения [16]. На рис. 2 представлена схематическая диаграмма в координатах «температура (T)–время охлаждения (t)», на которой показаны существующие области и режимы охлаждения сплава, приводящие к различным конечным состояниям твердой фазы. Сплошные кривые ограничивают области параметров (T, t), которые отвечают разным стадиям процесса кристаллизации.

В общем случае быстрая закалка расплава применяется для получения материала в аморфном состоянии. Принцип аморфизации материала заключается в том, чтобы обеспечить охлаждение расплава от температуры плавления $T_{пл}$ до температуры стеклования T_g быстрее, чем начнется кристаллизация системы (рис. 2). Для этого необходимо увеличение приведенной температуры стеклования $\tau_g = T_g/T_{пл}$ и уменьшение размеров охлаждаемого тела. При скорости охлаждения $\sim 10^6$ К/с и τ_g=0,6–0,45 металлы получаются аморфными. Для упрощения аморфизации материала применяют добавки-аморфизаторы – например, бор и углерод [16].

Получение быстрозакаленного порошка системы РЗМ–Fe–B достигается методом спиннингования (рис. 3) [17–20].

Метод заключается в литье расплавленного материала на быстро вращающийся диск. Капли расплава, имея небольшую величину, попадают на диск и выбрасываются с него в сборник материала под действием центробежной силы. Это обеспечивает высокую скорость охлаждения, необходимую для аморфизации. Варьируя скорость вращения диска, температуру перегрева расплава и скорость его подачи на диск (размер капли), можно регулировать скорость охлаждения, а следовательно, и степень аморфизации. В обзоре [21] собраны данные по зависимости магнитных характеристик быстрозакаленного магнитотвердого материала системы Nd–Fe–B от линейной скорости вращения диска. При линейной скорости ~30 м/с получается преимущественно аморфный материал с низкой коэрцитивной силой. При линейной скорости 19 м/с микроструктура имеет сферические зерна состава $Nd_2Fe_{14}B$ с размером ~30 нм. Коэрцитивная сила при этом имеет наибольшее значение 14 кЭ [21]. Уменьшение линейной скорости до 14 м/с приводит к получению материала с большим размером зерна основной магнитной фазы и низкими значениями коэрцитивной силы (рис. 4) [21]. Отметим также, что приведенные данные по скорости вращения диска авторами работы [21] были подобраны для классической системы Nd–Fe–B. Изменение состава магнитотвердого материала как со стороны 4*f*-подрешетки (редкоземельные металлы), так и со стороны 3*d*-подрешетки (переходные металлы), а также вариации содержания бора будут приводить к изменению фазового состава.

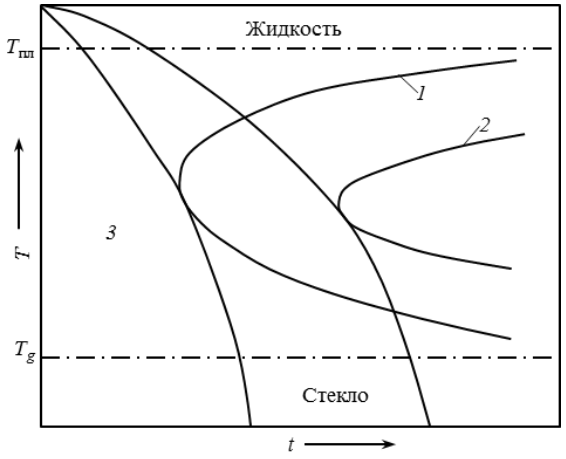

Рис. 2. Диаграммы начала кристаллизации расплава при непрерывном охлаждении (*1*, *2*) и переохлажденный расплав (*3*) [16]

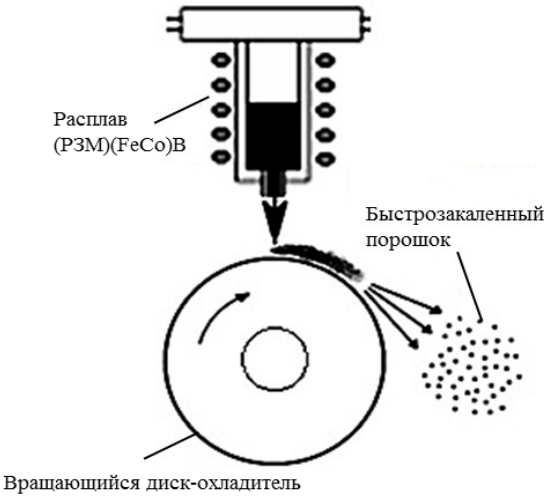

Рис. 3. Принципиальная схема процесса спиннингования

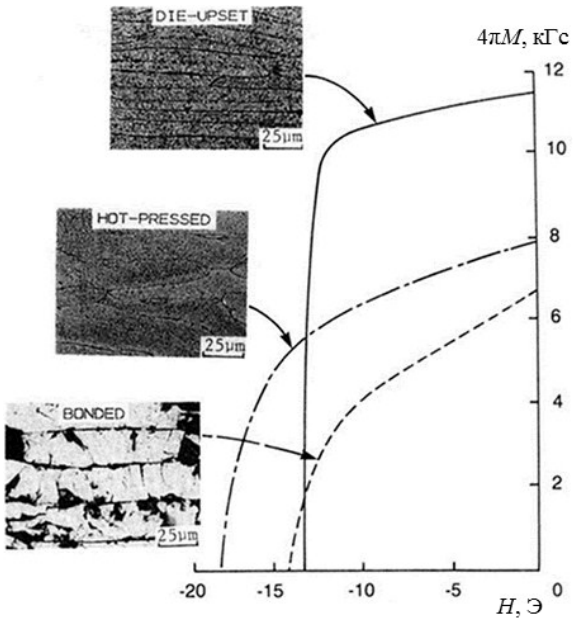

Рис. 4. Кривые размагничивания и оптические микрофотографии магнитопластов (bonded), компактов (hot-pressed) и горячедеформированных постоянных магнитов, изготовленных из быстрозакаленных чешуек материала системы Nd–Fe–B [21]

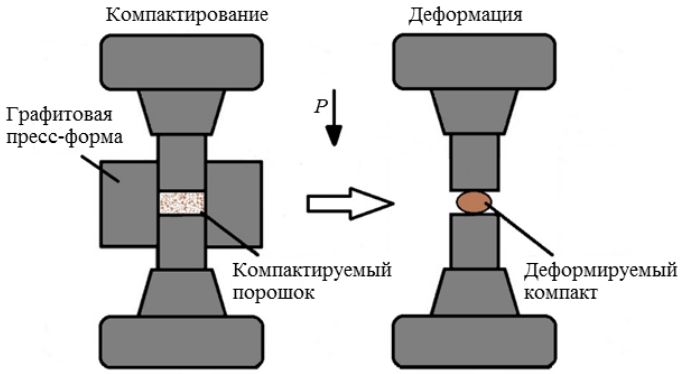

Рис. 5. Схема процесса изготовления постоянных магнитов методом горячего деформирования

Оптимальная микроструктура быстрозакаленного материала с необходимыми магнитными характеристиками при смене химического состава достигается при других технологических параметрах процесса спиннингования (линейная скорость вращения диска, температура расплава, ширина прорези тигля для разливки расплава на диск). В работе [22] проведено моделирование теплового поля при получении быстрозакаленного порошка методом спиннингования. Проведен сравнительный анализ магнитных свойств горячедеформированных образцов из быстрозакаленного материала состава $Nd_{29,9}Fe_{64,6}Co_4Ga_{0,6}B_{0,9}$ с использованием медного и железного диска. Оказалось, что магнитные свойства образцов, изготовленных из материала, разлитого на железный диск, значительно лучше по сравнению со свойствами образцов, полученных при использовании медного диска. Авторы объясняют данное различие слишком высокой теплопроводностью меди по сравнению с железом, что влияет на формирование микроструктуры в направлении толщины чешуек в процессе быстрой закалки [22].

Полученный магнитотвердый материал используют для изготовления анизотропных высокоэнергетических постоянных магнитов методом горячей деформации [23]. Процесс горячей деформации состоит из двух этапов (рис. 5):

– горячее прессование (компактирование) в закрытой пресс-форме с целью получения изотропного компакта;

– горячая деформация компакта, полученного на первом этапе в открытой пресс-форме – для формирования магнитной текстуры. На этом этапе получается анизотропный магнит с повышенной величиной остаточной намагниченности. Для получения кольцевых магнитов с радиальной текстурой используется обратная экструзия.

В процессе горячего деформирования зерна основной магнитной фазы 2-14-1 деформируются,

становятся уплощенными вдоль оси легкого намагничивания и вытягиваются перпендикулярно ей. Формирование магнитной текстуры происходит благодаря двум факторам: переориентация зерен в потоке, создаваемом жидкой межзеренной фазой материала, и анизотропный рост зерна основной магнитной фазы в направлении, перпендикулярном оси прессования (рис. 6) [24].

Фаза 2-14-1 имеет тетрагональную структуру. Ретикулярная плотность на гранях элементарной ячейки, параллельных оси четвертого порядка, ниже, чем на гранях, перпендикулярных ей. Поэтому скорость роста параллельных граней выше [21], и частицы фазы 2-14-1 становятся уплощенными вдоль оси четвертого порядка. Именно эта анизотропия формы фазы 2-14-1 при наличии подвижной жидкой межзеренной фазы в процессе горячей деформации ориентирует зерна фазы 2-14-1 по осям четвертого порядка – перпендикулярно потоку жидкой межзеренной фазы, создавая магнитную текстуру без приложения магнитного поля. Отсутствие текстурирующего магнитного поля особенно важно при изготовлении КМРТ, поскольку его значение в пресс-формах при изготовлении методом порошковой металлургии всегда понижено из-за магнитного насыщения центрального стержня, задающего внутренний диаметр кольца и одновременно являющегося магнитопроводом для радиального магнитного поля. При изготовлении КМРТ методом горячей деформации применяют метод обратной экструзии [25–29].

Изготовление КМРТ данным методом имеет ряд преимуществ [28, 30]. В статье [28] указывается, что по технологии горячего прессования возможно изготавливать КМРТ в широком диапазоне размеров: внешний диаметр – от 5 мм, высота – до 80 мм и толщина стенки кольца – от 1 мм. Авторами работы [27] успешно изготовлены КМРТ с внешним диаметром – от 10 до 40 мм и толщиной стенки кольца – от 1 до 3 мм. Образования трещин на кольцах удалось избежать при помощи нитрида бора, которым смазывали пуансон конической формы, снижая трение в процессе горячей экструзии. Кроме того, в работе указано, что образование трещин происходит в результате неравномерного распределения напряжений при высоких скоростях деформирования. Полученные радиальные кольца были намагничены мультиполярно (6 полюсов) и установлены на роторе бесщеточного серводвигателя переменного тока [27].

На формирование текстуры в процессе горячей деформации влияют размер зерна основной магнитной фазы [30] и наличие немагнитной межзеренной фазы. Процесс горячего деформирования способствует более легкому развороту зерен основной магнитной фазы и скольжению межзеренных границ в потоке жидкой межзеренной фазы [30]. Это позволяет сформировать гомогенную микроструктуру магнита с относительно узким распределением размеров зерен основной магнитной фазы и равномерной «прослойкой» межзеренной фазы. Метод горячего прессования обеспечивает наибольшее приближение к идеализированной микроструктуре магнитов второго типа (рис. 2).

Технологические особенности метода горячего прессования

Формирование анизотропной текстуры магнита зависит от начального среднего размера зерен, количества основной магнитной фазы и распределения межзеренной фазы, управляемого быстрой закалкой исходного материала. Степень текстурирования и, как следствие, магнитные свойства изготавливаемого постоянного магнита определяются технологическими параметрами горячего прессования: температурами компактирования и деформации, степенью и скоростью деформации. Температура процесса подбирается близкой к температуре плавления межзеренной фазы – для обеспечения разворота зерен основной магнитной фазы. Степень деформации определяется как

а) *б)*

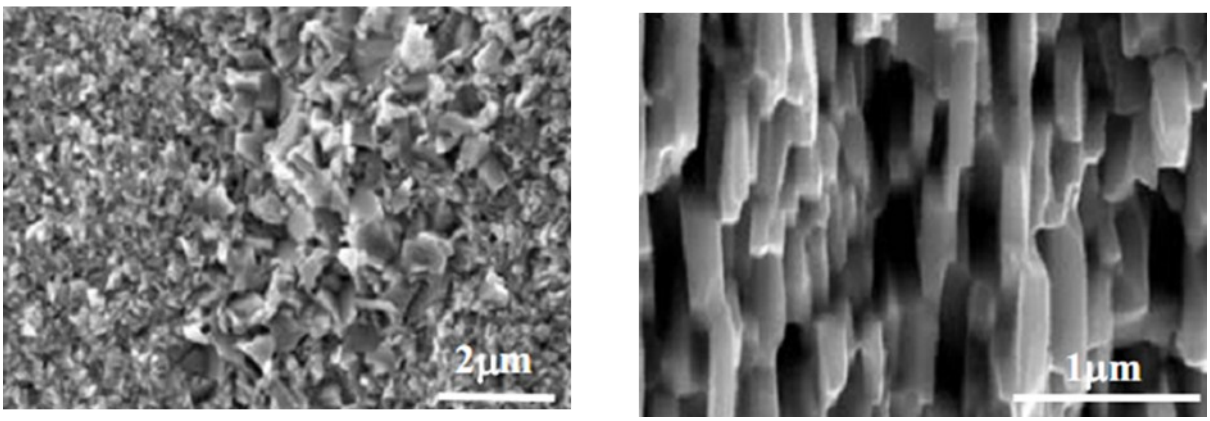

Рис. 6. Микроструктура (СЭМ) магнитотвердого материала системы Nd–Fe–B, полученного после горячего компактирования (*а*) и последующего горячего деформирования (*б*) [30]

отношение толщины полученного образца к толщине исходного компакта. По степени и скорости деформации определяют величину степени текстурирования и образование трещин. Степень текстурирования оценивается путем измерения остаточной индукции параллельно ($B_r^{\parallel}$) и перпендикулярно ($B_r^{\perp}$) магнитной текстуре и последующим расчетом по формуле [31]:

$$f = \left(\frac{B_r^{\parallel} - B_r^{\perp}}{B_r^{\parallel}} \right).$$

Изменение данных параметров влияет на рост зерна основной магнитной фазы, на пластическую деформацию и диффузионные процессы между основной и расплавленной межзеренной фазой. В таблице представлены технологические параметры изготовления постоянных магнитов методом горячего прессования.

Гибридное искровое плазменное спекание

Гибридное искровое плазменное спекание (Hybrid Spark Plasma Sintering, Hybrid SPS), известное также как гибридное спекание в электрическом поле (Hybrid Field-Assisted Sintering Technology – Hybrid FAST), применяется для одновременного компактирования и спекания порошковых материалов. Нагрев производится путем пропускания импульсного тока через материал и пресс-форму при одновременном приложении давления через пуансоны пресс-формы, которые являются электродами. Благодаря этому возможно достичь скорости нагрева до 10^3 К/мин, что очень важно для предотвращения избыточного роста зерна основной магнитной фазы и позволяет сократить длительность всего процесса до нескольких минут. Пресс-форма изготавливается из токопроводящего материала. В большинстве случаев используют графит, карбид вольфрама или жаропрочные сплавы на никелевой основе.

Принципиальная схема такой установки показана на рис. 7, *а*. В результате пропускания электрического тока происходят частичный нагрев межзеренных границ прессуемого порошка и образование высокотемпературной плазмы на границах зерен (рис. 7, *б*) [40]. Спекание происходит в результате более быстрого прохождения высокотемпературных процессов диффузии (граничная диффузия), минуя активацию поверхностной диффузии, что повышает движущую силу уплотняющих механизмов. Разогрев на границах зерен приводит к созданию необходимых свойств межзеренного пространства, оптимизируя поля рассеяния зерен и обменное взаимодействие между ними, а также управляя процессами перемагничивания и движения доменных стенок. При этом объем зерен не подвергается интенсивному тепловому воздействию, что предотвращает изменение их магнитных свойств в отличие от спекания в вакуумной индукционной печи.

Авторы работы [11] использовали метод горячего прессования постоянных магнитов с использованием гибридного искрового плазменного спекания под названием «Flash sintering». Метод заключается в пропускании импульсного тока в течение короткого времени (~5–10 с) при достижении стационарного режима прессования при постоянном

Технологические параметры изготовления постоянных магнитов методом горячего прессования

Литература	Состав материала (% по массе)	Значения свойств при							
		быстрой закалке*	компактировании		горячей деформации				
			T, К	P, МПа	T, К	P, МПа	ε**, %	B_r, кГс	H_{cJ}, кЭ
[32]	$Nd_{13,7}Fe_{81,0}B_{5,3}$+0,5Zn	–	1073	100	1023	–	60	12,0	15,3
	$Nd_{13,7}Fe_{81,0}B_{5,3}$+0,5Cu							12,7	14,0
	$Nd_{13,7}Fe_{81,0}B_{5,3}$+0,5Ni							12,0	12,1
	$Nd_{13,7}Fe_{81,0}B_{5,3}$+0,5Mn							12,0	7,6
[33]	$Nd_{13,1}Fe_{81,3}B_{5,6}$	–	1023	103,4	1073	60,9	38	13,1	10,4
[34]	$Nd_{13,75}F_{80,25}B_6$	30	923–1073	65	1023–1123	15–25	55	12,5	9,2
	$Nd_{13,75}F_{80,25}C_6$							10,0	4,4
[25]	$(Nd_{13,75}Fe_{78,244}Co_{2,01}B_6)_{0,9975}Ga_{0,25}$	30	923–1023	60	1023–1123	15–25	75	14,2	12,12
[35]	$Nd_{13,6}Fe_{ост}Co_{7,8}B_6Ga_{1,2}$	–	993–1023	–	–	–	70	13,5	15,5
[36]	$Nd_{13,34}Fe_{74,74}Co_{5,5}Ga_{0,42}B_6$	20	983	150	1133	–	70	11,71	17,18
[31]	$Nd_{11,5}Dy_3Fe_{78,5}Nb_{0,75}Al_{l0,23}Cu_{0,02}B_6$	20	973	300	923–1023	–	60	9,25	23,0
[37]	$Nd_{16}Fe_{78}B_6$	–	923	–	–	–	65	1,32	12,1
[38]	MQP-15-7 (Magnequench Int. Inc.)	–	973	270	1123	105	70	12,86	10,58
[22]	$Nd_{30}Fe_{66,55}Co_4B_{0,95}Ga_{0,5}$	–	973	200	1123	300	32	1,28	12,3
[39]	$Nd_{11,5}Dy_3Fe_{78,5}$+ +7,5$Nb_{0,75}Al_{0,23}Cu_{0,02}B_6$+ +7,5$Nd_4Fe_{78}B_{18}$	12–25	973	300	953	–	68	9,8	19,5

* Линейная скорость диска, м/с.
** Степень деформации.

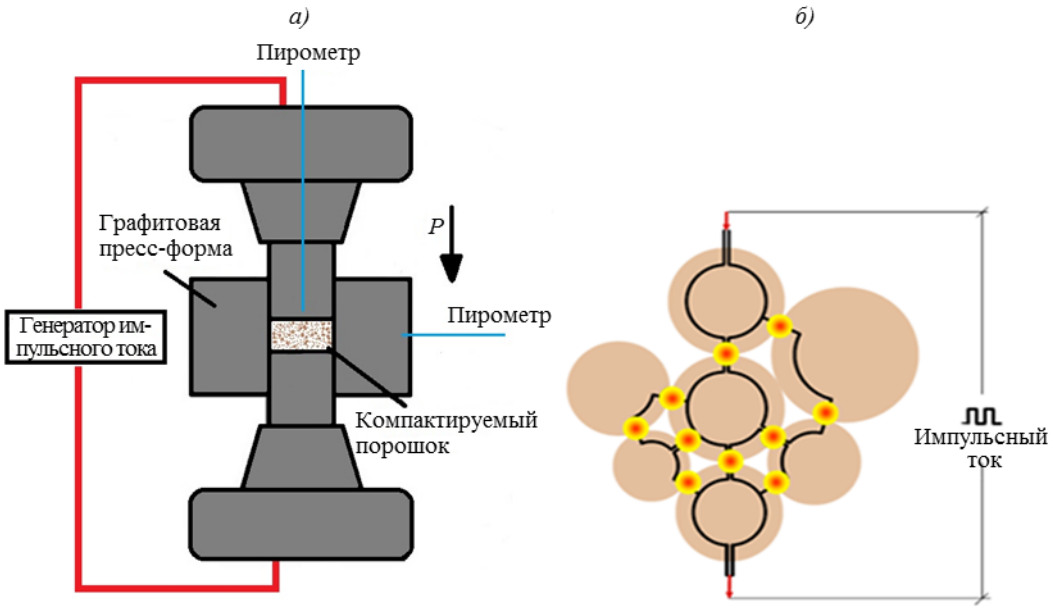

Рис. 7. Принципиальная схема установки гибридного искрового плазменного спекания (*а*) и процесс спекания частиц материала при пропускании импульсного электрического тока (*б*); желтыми точками показаны места возникновения плазмы искрового разряда [40]

давлении. Горячее деформирование происходит в открытой пресс-форме, и весь электрический ток протекает только через образец. При этом происходит резкий скачок температуры нагрева деформируемого образца – с 500 до 1170°С. Скорость изменения температуры в этом случае достигла 2660°С/мин. Скорость деформации составила 3,6 $с^{-1}$ при степени деформации 0,5. Описанный метод является перспективным, так как позволяет значительно снизить длительность всего процесса изготовления постоянных магнитов.

Заключение

Приведенные данные показывают, что изготовление постоянных магнитов, в том числе кольцевых с радиальной текстурой, методом горячей деформации с использованием установок искрового плазменного спекания является перспективным методом достижения высоких значений магнитного текстурирования при одновременной блокировке размагничивания с помощью доменной структуры. Это позволяет преодолеть трудности метода порошкового спекания в магнитном поле и дает дополнительную степень свободы для совершенствования процесса изготовления магнита. В частности, внешнее магнитное поле может быть добавлено и в процессе горячего прессования в результате объединения всех перечисленных методов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Sagawa M., Fujimura S., Togawa N. et al. New material for permanent magnets on a base of Nd and Fe (invited) // Journal of Applied Physics. 1984. Vol. 55. No. 6. P. 2083–2087.
2. Rodewald W., Wall B., Katter M., Uestuener K. Top Nd–Fe–B magnets with greater than 56 MGOe energy density and 9.8 kOe coercivity // IEEE Transactions on Magnetics. 2002. Vol. 38. P. 2955–2957.
3. Croat J.J., Herbst J.F., Lee R.W., Pinkerton F. High-energy product Nd–Fe–B permanent magnets // Journal of Applied Physics Letters. 1984. Vol. 44. P. 148–149.
4. Saito T., Fujita M., Kuji T. et al. The development of high performance Nd–Fe–Co–Ga–B die upset magnets // Journal of Applied Physics. 1998. Vol. 83. P. 6390.
5. Mishra R.K. The microstructure of hot formed neodymium-iron-boron magnets // Journal of Applied Physics. 1993. Vol. 73. No. 10. P. 6470–6472.
6. Yoshikawa N., Kasai Y., Watanabe T. et al. Effect of additive elements on magnetic properties and irreversible loss of hotworked Nd–Fe–Co–B magnet // Journal of Applied Physics. 1991. Vol. 69. No. 8. P. 6049–6051.
7. Каблов Е.Н., Пискорский В.П., Бурханов Г.С. и др. Термостабильные кольцевые магниты с радиальной текстурой на основе Nd(Pr)–Dy–Fe–Co–B // Физика и химия обработки материалов. 2011. №3. С. 43–47.
8. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Резчикова И.И., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В. Зависимость свойств спеченных материалов системы Nd–Dy–Fe–Co–B от технологических параметров // Авиационные материалы и технологии. 2015. №S2 (39). С. 24–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-24-29.
9. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Резчикова И.И. Механизм влияния содержания бора и термообработки

на свойства магнитов системы Nd–Fe–Al–Ti–B // Авиационные материалы и технологии. 2015. №S2 (39). С. 30–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-30-34.
10. Xiao-qiang L., Li L., Zhi-cheng C. et al. Microstructure and magnetic properties of anisotropic Nd−Fe−B magnets prepared by spark plasma sintering and hot deformation // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. Vol. 24. P. 3142−3151.
11. Castle E., Sheridan R., Grasso S. et al. Rapid Sintering of Anisotropic, Nanograined Nd–Fe–B by Flash-Spark Plasma Sintering // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2016. Vol. 417. P. 279–280.
12. Болдин М.С. Физические основы технологии электроимпульсного плазменного спекания: учеб.-методич. пособие. Н. Новгород: Нижегород. гос. ун-т., 2012. С. 59.
13. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
14. Gutfleisch O. Controlling the properties of high energy density permanent magnetic materials by different processing routes // Journal of Physics D: Applied Physics. 2000. Vol. 33. P. R157–R172.
15. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения. М.: Мир, 1987. 419 с.
16. Калин Б.А. Физическое материаловедение. М.: МИФИ, 2008. Т. 6. 672 р.
17. Sheng H.C., Zeng X.R., Jin C.X., Qian H.X. Phase evolution and magnetic properties of Nd9.5Fe81Zr3B6.5 nanocomposite magnets // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2013. Vol. 23. P. 2628−2632.
18. Clavaquera-Mora M.T., Diego J.A., Clavaguera N.H. Magnetic hardening mechanisms in Nd–Fe–B nanocrystalline material // Journal of Applied Physics. 1994. Vol. 76. P. 1124–1130.
19. Kim H., Kim Y., Kapustin G.A. et al. Magnetic properties and microstructure of nanocrystalline NdFeB magnets fabricated by a modified hot working process // Journal of Magnetics. 2002. Vol. 7. No. 4. P. 138–142.
20. Zhao R., Zhang W.C., Li J.J. et al. Effect of die-upset process on magnetic properties and deformation behavior of nanostructured Nd–Fe–B magnets // Journal of Magnetics. 2011. Vol. 16. P. 294–299.
21. Herbst J.F. $R_2Fe_{14}B$ materials: Intrinsic properties and technological aspects // Reviews of Morden Physics. 1991. Vol. 63. No. 4. P. 819–900.
22. Bin L., Yanfeng L., Huijie W., Anhua L. et al. Model of temperature field for the preparation process of melt-spun NdFeB powders // Journal of Rare Earths. 2014. Vol. 32. No. 6. P. 514–520.
23. Lee R.W., Brewer E.G., Schnaffel N.A. Processing of neodymium-iron-boron melt-spun ribbons to fully dense magnets // IEEE Transactions on Magnetics. 1985. Vol. MAG-21. No. 5. P. 1958–1963.
24. Mishra R.K. Microstructure of hotpressed and dieupset NdFeB magnets // Journal of Applied Physics. 1987. Vol. 62. No. 3. P. 967–971.
25. Fuerst C.D., Brewer E.G. High remanence rapidly solidified NdFeB: Dieupset magnets (invited) // Journal of Applied Physics. 1993. Vol. 73. No. 10. P. 5751–5756.
26. Gruenberger W., Hinz D., Kirchner A., Mueller K.H. Hot deformation of nanocrystalline Nd–Fe–B alloys // Journal of Alloys and Compounds. 1997. Vol. 257. P. 293–301.
27. Hinz D., Kirchner A., Brown D.N. et al. Near net shape production of radially oriented NdFeB ring magnets by backward extrusion // Journal of Materials Processing Technology. 2003. Vol. 135. P. 358–365.
28. Brown D.N., Lim Y.K., Remoroza R.A., Miller D. Optimization of melt spun RE-Fe-B powder composition for fully dense, high energy magnets // Journal of Applied Physics. 2011. Vol. 109. P. 07A742.
29. Yi P., Lee D., Yan A. Effects of compositions on characteristics and microstructures for melt-spun ribbons and die-upset magnets of Nd12.8+xFe81.2_x_y_zCoyGazB6 // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2010. Vol. 322. P. 3019–3022.
30. Liu Z.W., Huang Y.L., Hu S.L., Zhong X.C. Properties enhancement and recoil loop characteristics for hot deformed nanocrystalline NdFeB permanent magnets // Materials Science and Engineering. 2013. Vol. 60. P. 012–013.
31. Zhihua H., Linhua C., Jun L., Ying L. Enhanced magnetic properties in Nd–Fe–B magnets prepared by spark plasma sintering via die-upsetting process // Journal of Rare Earths. 2011. Vol. 29. No. 7. P. 660–662.
32. 32. Fuerst C.D., Brewer E.G. Enhanced coercivities in dieupset NdFeB magnets with diffusionalloyed additives (Zn, Cu, and Ni) // Journal of Applied Physics Letters. 1990. Vol. 52. P. 2252–2254.
33. Pinkerton F.E., Fuerst C.D. Coercivity of die upset Nd–Fe–B magnets: a strong pinning model // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1990. Vol. 89. P. 139–142.
34. Fuerst C.D., Brewer E.G. Dieupset Nd_2Fe_{14} M magnets (M=B and C) // Journal of Applied Physics. 1991. Vol. 70. P. 6444–6446.
35. Shinoda M., Iwasaki K., Tanigawa S., Tokunaga M. Magnetic properties of arc-shaped Nd–Fe–B die-upset magnets // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1994. Vol. 134. P. 47–52.
36. Pengpeng Y., Min L., Renjie C., Aru Y. Enhanced magnetic properties and bending strength of hot deformed Nd–Fe–B magnets with Cu additions // J. Alloys and Compounds. 2010. Vol. 491. No. 1–2. P. 605–609.
37. Dospial M., Nabialek M., Szota M. et al. The Investigation of the Magnetization Reversal Mechanism in the Nd–Fe–B Type Magnet, Aligned by Hot Deformation // Acta Physica Polonica A. 2012. Vol. 121. No. 5–6. P. 1282–1284.
38. Tang X., Chen R., Yin W. et al. Impact of Nd–Cu diffusion on microstructure and coercivity in hot-pressed and die-upset nanocomposite magnets // Journal of Scripta Materialia. 2014. Vol. 88. P. 49–52.
39. Hu Z.H., Qu H.J., Zhao J.Q., Luo C. Effect of amorphous powder blend on the magnetic and mechanical properties of die-upset Nd–Fe–B magnets // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2014. Vol. 358–359. P. 204–207.
40. Сорокин О.Ю., Солнцев С.Ст., Евдокимов С.А., Осин И.В. Метод гибридного искрового плазменного спекания: принцип, возможности, перспективы применения // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S6. С. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-11-16.