

Структура и механические свойства соединения магнитотвердого сплава 25Х15К с малоуглеродистой сталью, полученного сваркой давлением

А. Ф. Алетдинов^{1†}, Г. Ф. Корзникова¹, А. В. Корнева², Р. М. Галеев¹, А. В. Корзников¹

[†]a.aletdinov@mail.ru

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, Уфа, 450001, Россия

²Институт металлургии и материаловедения ПАН, ул. Реймонта 25, Краков, 30—059, Польша

Сплавы системы Fe-Cr-Co обладают хорошими магнитными свойствами, технологичностью и относительно низкой стоимостью, что вызывает интерес для их использования в качестве роторов электрических машин. Одним из перспективных подходов к изготовлению крупногабаритных роторов является создание композитных роторов из магнитотвердого сплава системы Fe-Cr-Co и малоуглеродистой стали, где малоуглеродистая сталь используется в качестве магнитопровода. В этой связи возникает интерес к диффузионной сварке, позволяющей получать неразъемные соединения из разнородных материалов, обладающие высокой прочностью и низким весом. В ходе данной работы была проведена сварка давлением в вакууме магнитотвердого сплава 25Х15К с малоуглеродистой сталью с использованием прослойки из никеля. Длина, ширина и высота образцов из свариваемых материалов составляли соответственно 30×10×5 мм³. Между свариваемыми образцами укладывали фольгу толщиной 20 мкм из никеля марки НП2. Были исследованы структура, микротвердость, распределение химических элементов и прочность при растяжении полученного соединения. В переходной зоне произошло взаимное проникновение легирующих элементов сплава 25Х15К, стали и никеля. Механические испытания на растяжение твердофазного соединения показали, что разрушение происходит по никелевой прослойке в зоне соединения со сплавом 25Х15К. Прочность на отрыв достигает величины 590 МПа, что сопоставимо с прочностью магнитотвердого сплава 25Х15К. Проведенное исследование свидетельствует о перспективности применения сварки давлением для получения неразъемного соединения из магнитотвердого сплава 25Х15К и малоуглеродистой стали через промежуточную прокладку из никеля, обладающего высокой прочностью.

Ключевые слова: сварка давлением, композиционные магниты, механические свойства

Structure and mechanical properties of joint between hard magnetic alloy 25H15K and low carbon steel processed by pressure welding

A.F. Aletdinov¹, G.F. Korznikova¹, A.V. Korneva², R.M. Galeev¹, A.V. Korznikov¹

¹Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, 39 Khalturin St., Ufa, 450001, Russia

²Institute of Metallurgy and Materials Science PAS, 25 Reymonta St., Krakow, 30—059, Poland

Alloys of Fe-Cr-Co have high magnetic properties, processability and relative low cost, therefore it is of interest for use as an electrical machine rotor. One promising approach to the manufacture of large rotor is the creation of composite rotor system Fe-Cr-Co magnetic alloys and low carbon steel, where low carbon steel is used as a magnetic core. In this regard, there is interest in the diffusion welding, which allows to obtain one-piece joints of dissimilar materials having high strength and low weight. In the course of this work was carried out pressure welding in vacuum of 25H15K magnetic alloys with low carbon steel with a nickel interlayer. The length, width and height of the samples from the welded materials were respectively 30×10×5 mm³. Between welded samples were placed the foil of nickel NP 2 with 20 microns thickness. We investigated structure, microhardness and distribution of chemical elements and tensile strength of the obtained joint. In the transition zone was interpenetration alloying elements 25H15K alloy, steel and nickel. Mechanical tests of solid state joint have shown that failure occurs on the nickel layer in the zone of connection with the alloy 25H15K. The peel strength reaches 590 MPa, which is comparable to the strength of magnetic alloys 25H15K. The study shows prospects of use pressure welding for permanent connection of the hard magnetic alloy 25H15K and low carbon steel through an intermediate pad of nickel, which has a high strength.

Keywords: pressure welding, composite magnets, mechanical properties

Введение

Сплавы системы Fe-Cr-Co благодаря сочетанию хороших магнитных свойств и технологичности, высокой коррозионной стойкости и относительно низкой стоимости заняли доминирующее положение в области производства постоянных магнитов для радиоэлектроники, приборостроения, электротехники и других отраслей промышленности [1–5]. В последнее время возрос интерес к этим сплавам для использования в качестве роторов сверхскоростных электрических машин гистерезисного типа [6].

Одним из перспективных подходов к изготовлению крупногабаритных роторов является создание композитных роторов из магнитотвердого сплава системы Fe — Cr — Co и малоуглеродистой стали, где малоуглеродистая сталь используется в качестве магнитопровода. В этой связи возникает интерес к диффузионной сварке, позволяющей получать неразъемные соединения из разнородных материалов, обладающие высокой прочностью и низким весом [7]. Сварка давлением осуществляется за счет пластической деформации приконтактных областей и является твердофазной, поскольку плавление отсутствует. Для соединения магнитотвердого сплава с малоуглеродистой сталью можно использовать технологию диффузионной сварки через промежуточную прокладку из никеля. Такая технология успешно применяется при сварке титановых сплавов со сталью [8].

Целью данной работы было изучение принципиальной возможности диффузионной сварки магнитотвердого сплава и малоуглеродистой стали, а также оценка прочностных свойств полученного диффузионного соединения.

Материалы и методы исследования

В качестве исходных материалов использовали заготовку сплава 25X15K (Fe-25%Cr-15%Co-1%Ti-0,5%V), подвергнутую горячей деформационно-термической обработке с последующей закалкой от 1150°C и горячекатаный лист толщиной 10 мм из малоуглеродистой стали марки Ст 3. Длина, ширина и высота образцов из свариваемых материалов составляли соответственно 30×10×5 мм³. Между свариваемыми образцами укладывали фольгу толщиной 20 мкм из никеля марки НП 2. Полученную сборку устанавливали в стальной контейнер, который герметизировали путем аргонодуговой сварки, после чего проводили вакуумирование до остаточного давления газов не хуже $1,33 \times 10^{-2}$ Па. Сварку давлением выполняли на гидравлическом прессе при температуре 900°C под давлением 20 МПа в течение 2 ч. Величина пластической деформации составила 10%.

Изучение микроструктуры и распределение химических элементов по ширине переходной зоны диффузионного соединения методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX) выполняли с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3LMH. Для обработки результатов и получения профилей распределения элементов использовали про-

граммное обеспечение Aztec 2.1. На этом же микроскопе с использованием системы микроанализа OXFORD HKL Channel 5 проводили EBSD анализ при съемке с шагом 0,2 мкм.

Для EDX исследования области соединения готовили образцы путем механической шлифовки и полировки, причем для EBSD анализа образцы дополнительно подвергали электролитической полировке.

Образцы для ПЭМ были изготовлены методом струйной электрополировки на установке Tenupol, исследование структуры проводили на микроскопе JEOL JEM-2000EX.

Прочность сварного соединения на отрыв оценивали по результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре плоских образцов с сечением рабочей части 1×1 мм² на машине Instron 5982.

Микротвердость в зоне соединения измеряли с помощью микротвердомера Struers Duramin. Измерения проводили с шагом 40 мкм при нагрузке 25 г, и времени нагружения 10 с.

Результаты и обсуждение

В исходном горячедеформированном состоянии исследуемые материалы имели однофазную структуру с размером зерен около 80 мкм в случае сплава 25X15K и 20 мкм в стали Ст 3.

В результате диффузионного соединения исходных образцов сваркой давлением при температуре 900°C в течение 2 ч был получен слоистый композит, поперечный срез которого показан на рис.1. Выявляются две основные зоны раздела металлов — между магнитотвердым сплавом и никелем (зона 25X15K — Ni) и между никелем и малоуглеродистой сталью (Ni — Ст 3).

Структура магнитотвердого сплава после сварки становится двухфазной и состоит из матричных зерен феррита (α - фаза) размером около 80 мкм с включениями колоний реек и пластин аустенитной γ — фазы. Такая структура типична для сплава данного состава

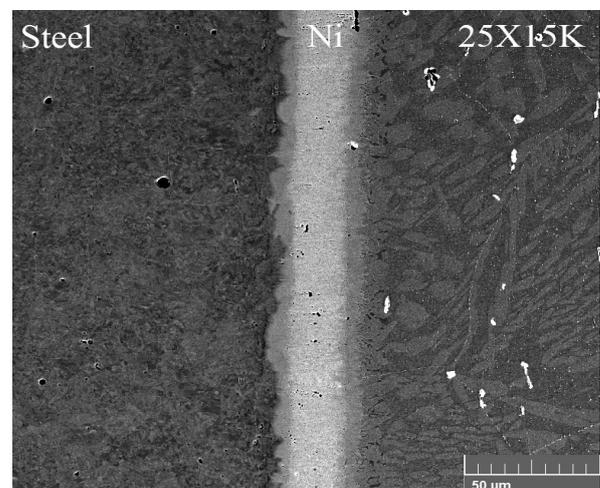


Рис. 1. Микроструктура зоны сварного соединения Ст 3 -Ni -25X15K.

Fig. 1. Microstructure of Steel – Ni – 25X15K interface.

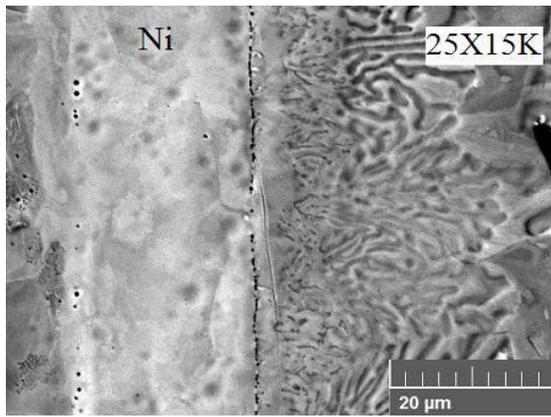


Рис. 2. Микроструктура сварной зоны 25X15K – Ni.
Fig. 2. Microstructure of 25X15K – Ni interface.

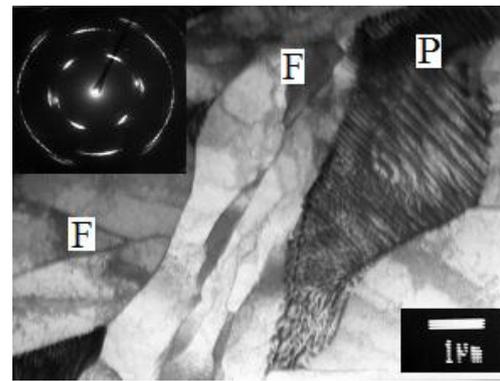


Рис. 3. Структура стали и электронограмма вблизи зоны соединения Ni –Ст 3: F – феррит, P – перлит. ПЭМ.
Fig. 3. Structure of steel and electron-diffraction pattern near Ni – Steel interface: F – ferrite, P – perlite. TEM.

при температуре 900°C. Однако вблизи зоны соединения при большем увеличении выявляется структура типа веерного квазиэвтектоида (рис.2).

Структура стали остается практически однофазной. При этом анализ тонкой структуры стали в приграничной области наряду с сильно фрагментированными зернами феррита выявил отдельные колонии перлита размером около 5 мкм, доля которых не превышает 3% (рис.3).

На рис.4 показаны микроструктура (рис.4а) и концентрационные кривые (рис.4б) распределения элементов (Fe, Cr, Co и Ni) по ширине переходной зоны твердофазного соединения, свидетельствующие о взаимном проникновении легирующих элементов сплава 25X15K, стали и никеля. Анализ состава в поперечном сечении соединения показал, что переходная зона между сталью и никелевой прослойкой представляет собой непрерывный ряд твердых растворов, соответствующий диаграмме состояния Fe – Ni. Переходная зона между никелевой прослойкой и сплавом 25X15K представляет сложную многослойную композицию. Первый слой представляет собой непрерывный ряд твердых растворов; следующий слой состоит из веерного квазиэвтектоида на основе γ - (ГЦК) и интерметаллидной σ - фазы,

имеющей упорядоченную тетрагональную решетку, который переходит в структуру основного сплава 25X15K матричного типа, состоящую из пластин и реек γ - фазы в α матрице. Ширина зоны диффузионного перераспределения Ni составляет около 15 мкм с обеих сторон (рис.4б). Резкое изменение концентрации Fe и Cr в зоне веерного квазиэвтектоида связано с появлением обогащенной Cr и обедненной Fe и Co σ - фазы. Согласно равновесной диаграмме состояния σ - фаза в сплаве 25X15K в исследованном температурном интервале не наблюдается, однако ранее нами было показано, что при горячей деформации в зонах локализации деформации может возникать деформационно-индуцированная упорядоченная σ - фаза [9].

На рис.5 показана ориентационная карта зоны сварного шва, полученная методом EBSD. Варьирование цвета зерен на EBSD карте отвечает изменению кристаллографической ориентировки в соответствии с кодом на стандартном стереографическом треугольнике. Из представленной карты видно, что в узкой приконтактной области шириной не более 10 мкм, примыкающей к никелевой прослойке, в стали отмечается существенное измельче-

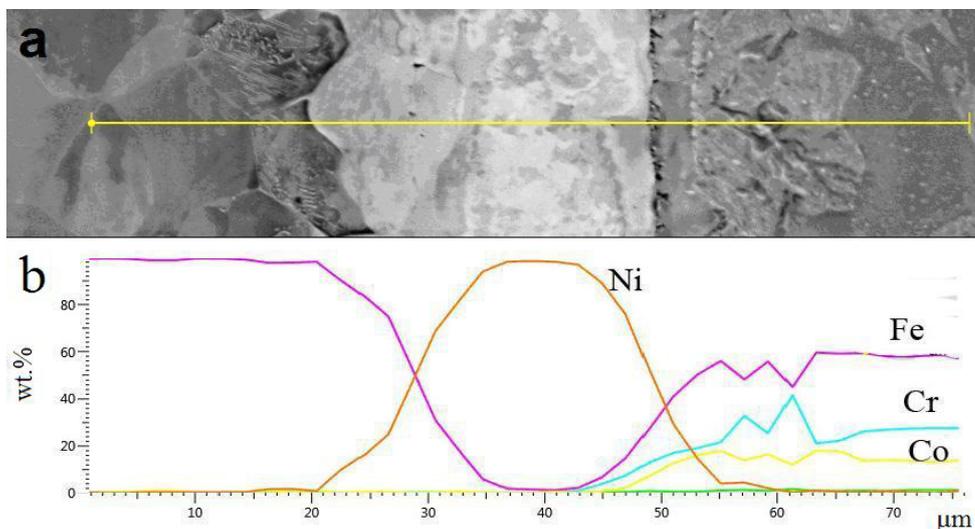


Рис. 4. Распределение элементов (вес. %) в зоне сварного соединения Ст 3 — Ni — 25X15K.
Fig. 4. Distribution of element (wt. %) near Steel — Ni — 25X15K interface.

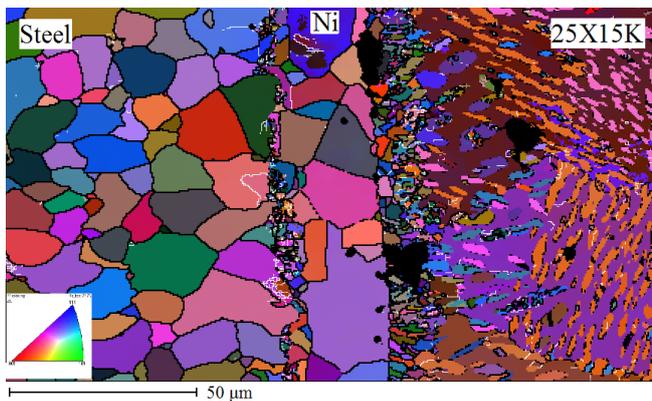


Рис. 5. Карта распределения ориентировок в зоне сварного соединения Ст 3 -Ni -25X15K.

Fig. 5. Orientation distribution map near Steel – Ni – 25X15K interface.

ние ферритных зерен. В сплаве 25X15K пакеты пластин и реек γ - фазы внутри матричных зерен α - фазы имеют одинаковую ориентировку. В приконтактной области шириной около 20 мкм средняя толщина пластин веерного квазиэвтектоида составляет 1—2 мкм. Такое градиентное распределение по размеру структурных элементов свидетельствует о том, что область взаимной диффузии и деформации ограничена узкой приконтактной зоной.

На рис.6 показано изменение величины микротвердости в зоне сварного соединения. Микротвердость стали Ст 3 вдали от зоны соединения не превышает 200 МПа. Локальный пик твердости (270 МПа) на границе с никелевой прослойкой обусловлен присутствием перлитных колоний. Микротвердость никелевой прослойки как и стали Ст 3 составляет около 200 МПа. Локальное увеличение микротвердости в зоне между никелем и магнитотвердым сплавом до 450 МПа связано с формированием дисперсного веерного квазиэвтектоида $\gamma + \sigma$. Колебания микротвердости в пределах 350—400 МПа обусловлены наличием двухфазной $\alpha + \gamma$ структуры, т. к. фазы α и γ имеют различную твердость.

Механические испытания на растяжение твердофазного соединения Ст 3 — Ni — 25X15K показали, что разрушение происходит по никелевой прослойке в зоне соединения со сплавом 25X15K. Прочность на отрыв достигает величины 590 МПа, что сопоставимо с прочностью магнитотвердого сплава 25X15K без термической

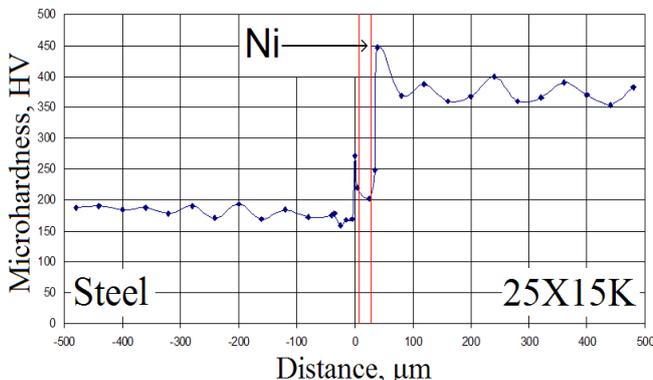


Рис. 6. Микротвердость в зоне сварного соединения Ст 3 -Ni -25X15K.

Fig. 6. Microhardness near Steel – Ni – 25X15K interface.

обработки на высококоэрцитивное состояние (600 МПа) и, соответственно, выше в сравнении с малоуглеродистой сталью Ст 3 и никелем НП 2, прочность которых составляет около 400 МПа.

Заключение

Показана принципиальная возможность получения твердофазного соединения магнитотвердого сплава 25X15K с малоуглеродистой сталью методом сварки давлением через никелевую прослойку.

Структурные исследования и измерения микротвердости показали, что в зоне соединения образуется сложная многослойная структура, состоящая из непрерывных твердых растворов на основе Fe — Ni и прослойки квазиэвтектоида $\gamma + \sigma$ в зоне соединения Ni со сплавом 25X15K.

Прочность на отрыв твердофазного соединения Ст 3 — Ni — 25X15K составляет 590 МПа, что сопоставимо с прочностью магнитотвердого сплава 25X15K без термической обработки на высококоэрцитивное состояние.

Литература / References

1. I.B. Kekalo, B.A. Samarin. Physical Metallurgy of precision alloys. Alloys with special properties. Moscow, Metallurgy (1989) 496 p. (in Russian) [И.Б. Кекало, Б.А. Самарин. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми свойствами. Москва, Металлургия (1989) 496с.]
2. М. А. Libman Materialovedenie. **9**, 58—64 (2010). (in Russian) [М.А. Либман. Материаловедение. **9**, 58—64 (2010).]
3. G.F. Korznikova, A.V. Korneva, A.V. Korznikov, N.I. Noskova. The Physics of Metals and Metallography. **98** (1), 107—114 (2004).
4. G. Korznikova A. Korznikov. Materials Science & Engineering A. **503**, 99—102 (2009).
5. A. Korneva, G. Korznikova, K. Berent, A. Korznikov, R. Kashaev, J. Bogucka, K. Sztwiertnia. Journal of Alloys and Compounds. **615**, S300-S303 (2014).
6. A.G. Garganeev, D.A. Padalco, A.V. Chervatyuk. Docladu Tomskogo gosudarstvennogo universiteta system upravleniya I radioelektroniki. **32** (2), 308—314 (2014). (in Russian) [Гарганеев А.Г., Падалко Д.А., Черватюк А.В. Доклады Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники. **32** (2), 308—314 (2014).]
7. P. Li, J. Xiong, F. Zhang, S.H. Raza. Materials Characterization. **68**, 82—87 (2012).
8. E.S. Karakozov, L. M., Orlova V.V. Peshkov, V. I., Grigorevsky. Diffusion welding of titanium. Moscow, Metallurgy (1977) 272 p. (in Russian) [Э.С. Каракозов, Л.М. Орлова, В.В. Пешков, В.И. Григорьевский. Диффузионная сварка титана. Москва, Металлургия (1977) 272с.]
9. G.F. Korznikova. Letters on Materials. **3** (3), 184—187 (2013). (in Russian) [Г.Ф. Корзникова. Письма о материалах. **3** (3), 184—187 (2013).]