

05

Влияние мегапластической деформации на намагниченность насыщения высокотемпературной ферромагнитной α -фазы в сплаве Fe–21Cr–15Co

© Е.Н. Блинова¹, М.А. Либман¹, Н.С. Перов², С.В. Самченко², Р.В. Сундеев^{1,3}, Н.А. Шурыгина³

¹ Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва, Россия

² Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

³ МИРЭА — Российский технологический университет, Москва, Россия

E-mail: blinova_en@rambler.ru

Поступило в Редакцию 2 февраля 2026 г.

В окончательной редакции 13 июня 2026 г.

Принято к публикации 13 июня 2026 г.

Исследовано влияние мегапластической деформации, возникающей при кручении в камере Бриджмена, на фундаментальные магнитные характеристики (намагниченность насыщения) высокотемпературной ферромагнитной α -фазы в сплаве Fe–21Cr–15Co–3.2V–0.5Ti. Установлено, что при увеличении числа оборотов подвижной наковальни N от 0.25 до 10 происходит снижение намагниченности насыщения по сравнению с исходным состоянием, причем наиболее резко она снижается в интервале N от 0.25 до 1. Установленная корреляция между величиной намагниченности насыщения и параметром кристаллической решетки α -фазы свидетельствует о том, что именно изменение средних межатомных расстояний, приводящее к изменению величины обменного взаимодействия, является причиной снижения величины намагниченности насыщения.

Ключевые слова: намагниченность насыщения, параметры кристаллической решетки, мегапластическая деформация, камера Бриджмена, обменное взаимодействие.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.18.63543.20640

Одним из наиболее перспективных направлений создания новых структурно-фазовых состояний в металлических сплавах является использование экстремальных внешних воздействий деформационной природы — мегапластической деформации (МПД) [1], в частности кручением в камере Бриджмена [2,3]. В результате изменяется равновесная диаграмма состояния и образуются метастабильные состояния со свойствами, существенно отличающимися от свойств, получаемых в равновесном состоянии [4–8]. Для методов МПД характерно наличие сложной схемы деформации, что приводит к нелинейному и неоднородному пластическому течению, которое выходит за рамки модели простого сдвига [9,10]. Применение МПД может привести к реализации в сплаве структурных превращений, приводящих к изменению величины средних межатомных расстояний, что в случае ферромагнетиков неизбежно вызовет изменение величины энергии обменного взаимодействия [11], а вследствие этого и величины намагниченности насыщения. Гипотеза о возможности изменения величины намагниченности насыщения в результате проведения МПД нашла свое подтверждение в экспериментальном исследовании влияния МПД на сплавы системы Fe–Cr–Ni аустенитно-мартенситного класса [12,13].

В настоящей работе проведены исследования влияния МПД в камере Бриджмена на величину намагниченности насыщения ферромагнитного сплава

Fe–21Cr–15Co. Известно [14], что в этом сплаве ниже температуры 700 °С происходит распад высокотемпературного α -твердого раствора на две изоморфные ОЦК-фазы: ферромагнитную α_1 , обогащенную железом и кобальтом, и парамагнитную α_2 , обогащенную хромом. В результате распада формируется двухфазная модулированная структура, обеспечивающая высокие (0.060–0.065 Т) значения коэрцитивной силы.

В качестве объекта исследования в нашей работе была выбрана ферромагнитная α -фаза, образующаяся при температурах выше 700 °С в сплаве следующего химического состава (wt.%): Cr — 21.0, Co — 15.0, V — 3.2, Ti — 0.5. Состав сплава был выбран таким образом, чтобы высокотемпературная α -фаза могла быть стабилизирована при охлаждении до комнатной температуры.

Сплав указанного выше состава был выплавлен в открытой индукционной печи с использованием чистых шихтовых материалов. Полученный слиток был прокован при температуре 1100–1200 °С на прутки диаметром 30–35 мм. Из прутков были вырезаны дисковые заготовки диаметром 8.0 мм и толщиной 0.2 мм, которые затем были подвергнуты деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением ($P = 6$ GPa) в камере Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения наковальни 1 rpm, при этом число оборотов подвижной наковальни N варьировалось от 0.25 до 10.

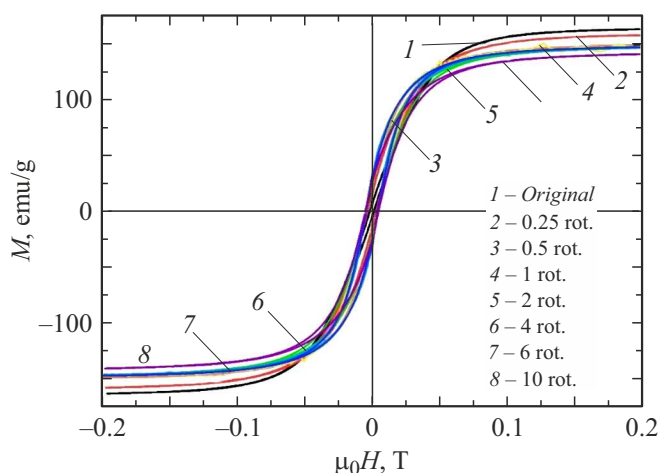


Рис. 1. Петли магнитного гистерезиса исследованного сплава Fe–21Cr–15Co до и после МПД с различным числом оборотов подвижной наковальни.

Истинная логарифмическая деформация e была рассчитана по известной формуле [15]:

$$e = \ln(1 + (\psi r/h)^2)^{0.5} + \ln(h_0/h),$$

где r — радиус образца; h_0 , h — толщина образца до и после деформации соответственно; $\psi = 2\pi N$ — угол поворота подвижной наковальни. Полученные величины деформаций составляли 3.3–7.13. Для определения магнитных характеристик использовали вибрационный магнитометр LakeShore VSM 7404. Исследование проводили в магнитном поле напряженностью до 0.2 Т, что обеспечивало намагничивание до технического насыщения образцов во всех структурных состояниях и позволяло надежно определять их намагниченность насыщения (M_s) после МПД (приводящей к изменению геометрических размеров образцов) с различным количеством оборотов подвижной наковальни. Магнитное поле прикладывалось в плоскости образца для уменьшения влияния размагничивающего поля. Погрешность измерений не превышала 5%. Так как образцы после МПД характеризовались сильной неоднородностью, в результате магнитных измерений были определены средние по диаметру образца магнитные характеристики.

Для определения фазового состава сплава и кристаллогеометрических характеристик α -фазы был проведен рентгеноструктурный анализ с использованием дифрактометра ДРОН 3М (излучение $\text{CuK}\alpha$) съемкой по методу Брэгга–Брентано при шаговом режиме с графитовым монохроматором. При этом образцы исследовали интегрально по всей плоскости, что позволяло сравнивать результаты рентгеноструктурного анализа с результатами магнитных измерений. Рентгеновские данные были обработаны с использованием пакета программ, который был разработан в [16]. Для минимизации погрешности определения параметра

решетки ОЦК-фазы измерения проводили по угловой координате дифракционной линии $(211)_{\alpha\text{-phase}}$, где погрешность измерений достаточно мала.

Микроструктуру сплава до и после МПД исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200 CX при ускоряющем напряжении 160 кВ.

В качестве исходного было выбрано однофазное состояние (α -фаза), которое было получено при охлаждении исследованного сплава на воздухе от температуры 700 °С. Полученные после такой термической обработки образцы были подвергнуты МПД в камере Бриджмена в различных режимах, отличающихся количеством оборотов подвижной наковальни, которое варьировалось от 0.25 до 10. Результаты магнитных измерений этих образцов представлены на рис. 1, где приведены петли магнитного гистерезиса, измеренные при комнатной температуре.

Анализ приведенных петель магнитного гистерезиса свидетельствует о том, что применение МПД к исследованному сплаву в однофазном α -состоянии приводит к достаточно существенному изменению намагниченности насыщения сплава. При этом наиболее сильные изменения зафиксированы на начальных стадиях деформации (рис. 2).

При применении МПД к исследованным сплавам происходит постепенное уменьшение величины намагниченности насыщения от 163 до 141 emu/g, при этом ее минимальное значение достигается при максимальном числе оборотов ($N = 10$) подвижной наковальни в камере Бриджмена. Так как намагниченность насыщения является структурно-нечувствительным параметром, ее изменение при МПД может объясняться двумя механизмами. Первый — образование при кручении в камере Бриджмена дополнительной фазы, имеющей меньшую, чем α -фаза, намагниченность насыщения. Такой механизм реализуется в сплавах системы железо–хром–никель, в которых при МПД наряду с ферромагнитной α -фазой образуется парамагнитная ε -фаза [12,13]. Второй механизм связан с изменением средних межатомных расстояний в кристаллической решетке исходной α -фазы, возникающей при проведении МПД. Для ответа на вопрос о природе механизма изменения намагниченности насыщения при мегапластической деформации исследованного сплава были проведены структурные исследования, направленные на определение фазового состава и кристаллографических характеристик образующихся фаз. При проведении рентгенографических исследований было установлено, что МПД исследованного сплава не приводит к изменению фазового состава при всех использованных оборотах подвижной наковальни. На рис. 3 приведены результаты электронно-микроскопических исследований сплава в исходном состоянии (а) и при значениях $N = 0.25$ (б), 1 (с), 10 (д), которые позволяют сделать такой же вывод.

Вывод об отсутствии изменения фазового состава исследованного сплава при МПД также подтверждается

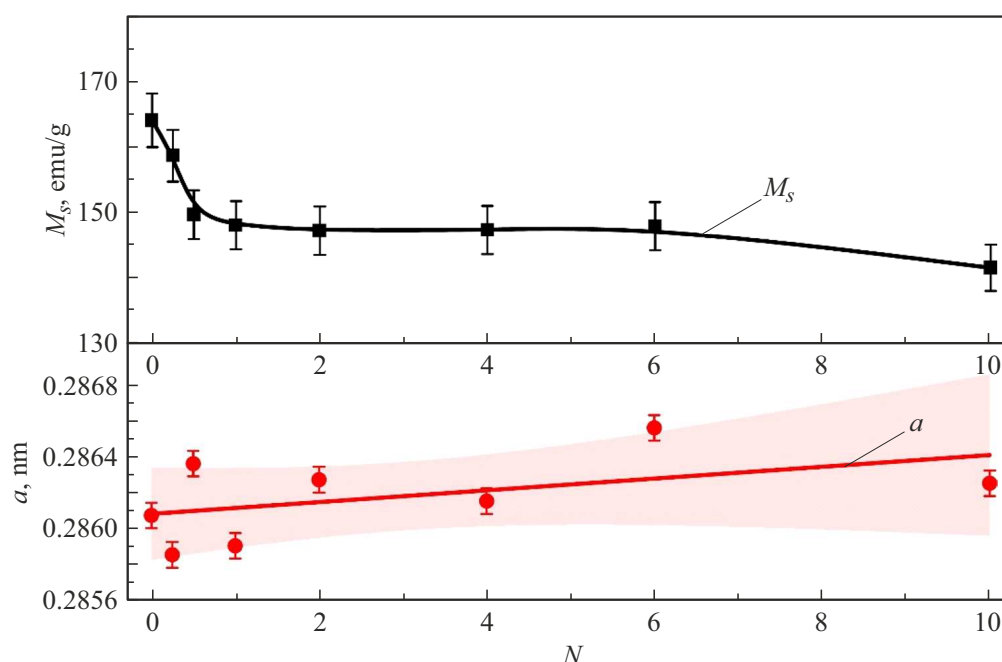


Рис. 2. Зависимости намагниченности насыщения M_s и параметра a кристаллической решетки α -фазы (зависимость представлена в виде прямой регрессии с доверительными интервалами) после МПД сплава Fe–Cr–Co от числа оборотов подвижной наковальни.

результатами магнитных измерений. Так, в образцах, прошедших МПД, величина коэрцитивной силы не превышает 0.003–0.004 Т, что существенно ниже значений, возникающих в сплаве в результате распада высокотемпературной α -фазы на две изоморфные фазы α_1 и α_2 . Данный факт однозначно свидетельствует об отсутствии этого распада. Анализ формы петель гистерезиса (рис. 1) также указывает на отсутствие в них скачкообразного изменения намагниченности в положительных и отрицательных намагничивающих полях, что свидетельствует об отсутствии в структуре сплава, прошедшего МПД, парамагнитной σ -фазы [16].

Таким образом, изменение намагниченности насыщения после МПД в исследованных сплавах связано с изменением энергии обменного взаимодействия в результате процессов, протекающих при больших пластических деформациях, индикатором этого является изменение средних межатомных расстояний в α -фазе, зависимость которых от количества оборотов подвижной наковальни представлена на рис. 2 в виде прямой регрессии, построенной методом наименьших квадратов через все экспериментальные точки. Важно отметить, что линия регрессии направлена вверх, что свидетельствует о возрастании средних межатомных расстояний (параметра кристаллической решетки) при увеличении числа оборотов подвижной наковальни.

В настоящей работе было установлено, что в процессе МПД кручением в камере Бриджмена сплава Fe–21Cr–15Co происходит уменьшение намагниченности насыщения при увеличении числа оборотов по-

движной наковальни. При этом фазовый состав сплава не изменяется по сравнению с исходным состоянием. Одновременно с изменением намагниченности насыщения происходит изменение параметра кристаллической решетки высокотемпературной α -фазы. Сопоставление результатов магнитных и структурных исследований позволяет сделать вывод, что изменение намагниченности насыщения M_s сплава, подвергнутого МПД, связано, по-видимому, с изменением параметра кристаллической решетки исходной α -фазы и соответственно уровня обменного взаимодействия, как это было ранее обнаружено при применении МПД к сплавам Fe–Cr–Ni аустенитно-мартенситного класса [12,13].

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (соглашение № 25-22-00132). Магнитные измерения выполнены с использованием оборудования, приобретенного за счет средств Программы развития Московского университета и в рамках государственного задания МГУ им. М.В. Ломоносова.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

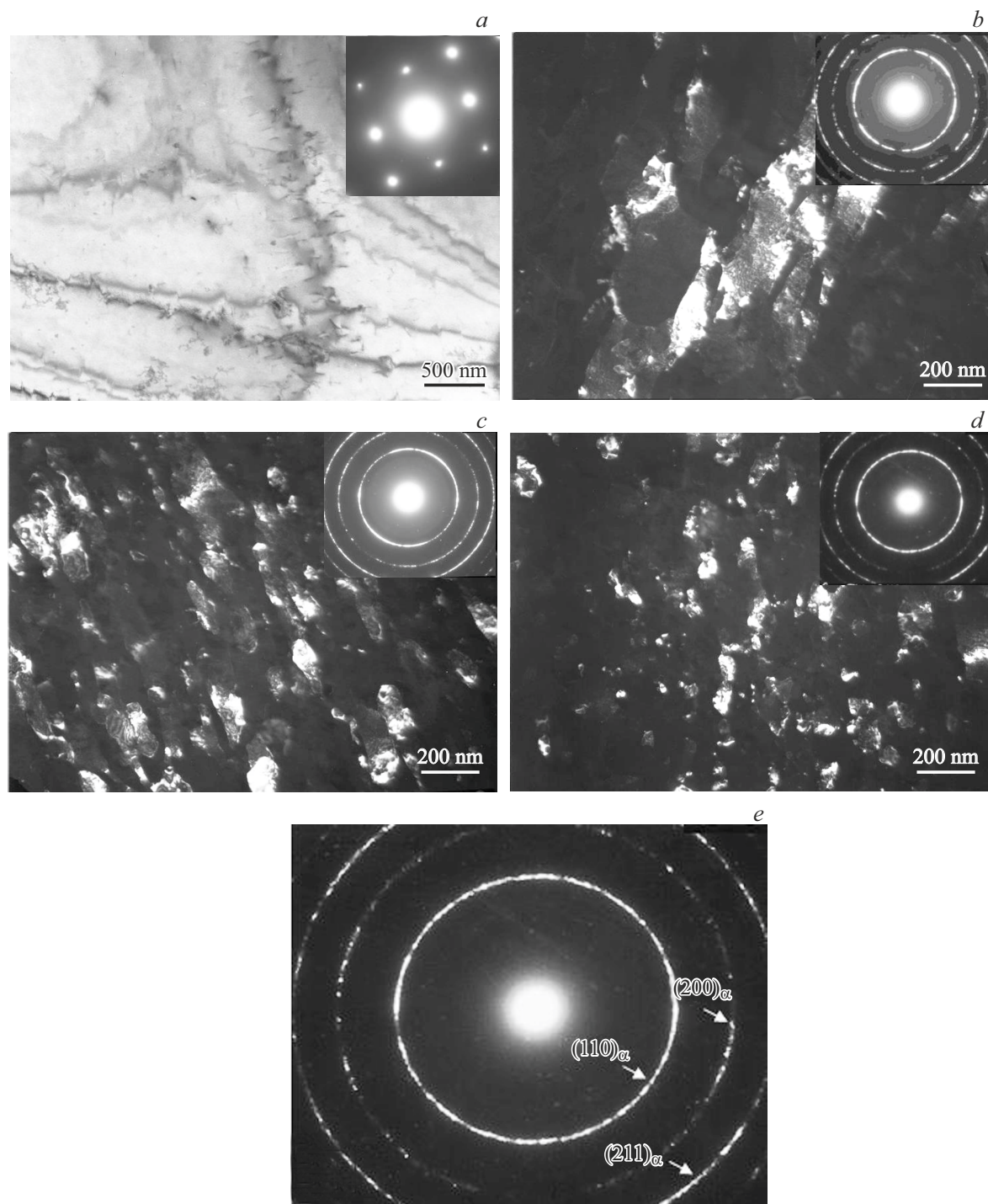


Рис. 3. Электронно-микроскопические фотографии образцов исследованного сплава Fe–21Cr–15Co: в исходном состоянии (*a*) и после МПД с количеством оборотов подвижной наковальни $N = 0.25$ (*b*), 1 (*c*), 10 (*d*). *e* — микроэлектроннограмма α -фазы (часть *d*) с расшифровкой.

Список литературы

- [1] A.M. Glezer, E.V. Kozlov, N.A. Koneva, *Plastic deformation of nanostructured materials* (CRC Press, N.Y., 2017). DOI: 10.1201/9781315111964
- [2] П.В. Бриджмен, УФН, **16** (1), 64 (1936). DOI: 10.3367/UFNr.0016.193601d.0064
- [3] П.В. Бриджмен, УФН, **20** (8), 513 (1938). DOI: 10.3367/UFNr.0020.193808b.0513
- [4] А.М. Глезер, Р.В. Сундеев, А.В. Шалимова, Л.С. Метлов, УФН, **193** (1), 33 (2023). DOI: 10.3367/UFNr.2021.07.039024 [А.М. Glezer, R.V. Sundeev, A.V. Shalimova, L.S. Metlov, Phys. Usp., **66** (1), 32 (2023). DOI: 10.3367/UFNe.2021.07.039024].

- [5] K.N. Sasidhar, R. Ulfig, K. Sridharan, *Met. Mater. Trans. A*, **56**, 1572 (2025). DOI: 10.1007/s11661-025-07730-7
- [6] S. Mandal, P. Sengupta, S. Sahu, M. Debata, S. Basu, *Bull. Mater. Sci.*, **47**, 181 (2024). DOI: 10.1007/s11661-025-07730-7
- [7] V.I. Levitas, *Mater. Trans.*, **60** (7), 1294 (2019). DOI: 10.2320/matertrans.MF201923
- [8] I.Y. Litovchenko, A.N. Tyumentsev, S.A. Akkuzin, E.P. Naiden, A.V. Korznikov, *Phys. Met. Metallogr.*, **117**, 847 (2016). DOI: 10.1134/s0031918x16080093
- [9] A. Mazilkin, V. Tavakkoli, O. Davydenko, Y. Beygelzimer, E. Boltynjuk, T. Boll, B. Straumal, B. Baretzky, Y. Estrin, R. Kulagin, *Acta Mater.*, **269**, 119804 (2024). DOI: 10.1016/j.actamat.2024.119804
- [10] В.А. Головешкин, А.А. Николаенко, В.Н. Самаров, Ж. Рейссон, Д.М. Фисунова, *Russ. Technol. J.*, **13** (2), 74 (2025). DOI: 10.32362/2500-316X-2025-13-2-74-92
- [11] К.М. Херд, *УФН*, **142** (2), 331 (1984). DOI: 10.3367/UFNr.0142.198402e.0331 [C.M. Hurd, *Contemp. Phys.*, **23** (5), 469 (1982)].
- [12] Е.Н. Блинова, М.А. Либман, А.М. Глезер, М.Г. Исаенкова, А.А. Томчук, А.С. Комлев, О.А. Крымская, В.П. Филиппова, Н.А. Шурыгина, *Деформация и разрушение материалов*, № 4, 19 (2022). DOI: 10.31044/1814-4632-2022-0-4-19-26 [E.N. Blinova, M.A. Libman, A.M. Glezer, M.G. Isaenkova, A.A. Tomchuk, A.S. Komlev, O.A. Krymskaya, V.P. Filippova, N.A. Shurygina, *Russ. Met.*, **2022** (10), 1174 (2022). DOI: 10.1134/S0036029522100032].
- [13] Е.Н. Блинова, А.М. Глезер, М.Г. Исаенкова, О.А. Крымская, М.А. Либман, Н.С. Перов, А.А. Томчук, Н.А. Шурыгина, *Деформация и разрушение материалов*, № 4, 2 (2023). DOI: 10.31044/1814-4632-2023-4-2-7 [E.N. Blinova, A.M. Glezer, M.G. Isaenkova, O.A. Krymskaya, M.A. Libman, N.S. Perov, A.A. Tomchuk, N.A. Shurygina, *Russ. Met.*, **2023** (10), 1462 (2023). DOI: 10.1134/S0036029523100051].
- [14] М.А. Либман, *Материаловедение*, № 9, 58 (2010).
- [15] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **53**, 893 (2008). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.03.002
- [16] Е.В. Шелехов, Т.А. Свиридова, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 8, 16 (2000).