









**Received:** 28.04.2022  
**Revised:** 31.08.2022  
**Accepted:** 30.09.2022  
**DOI:** 10.17804/2410-9908.2022.5.040-049

## EFFECT OF FRICTION TREATMENT OF THE AISI 321 STEEL ON CHANGES IN ITS HARDNESS AND MAGNETIC CHARACTERISTICS

E. A. Putilova<sup>a)</sup>\*, L. S. Goruleva<sup>b)</sup>, S. M. Zadvorkin<sup>c)</sup>

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation*

<sup>a)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8508-8413>  [tuevaevgenya@mail.ru](mailto:tuevaevgenya@mail.ru);  
<sup>b)</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>  [sherlarisa@yandex.ru](mailto:sherlarisa@yandex.ru);  
<sup>c)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7918-8207>  [zadvorkin@imach.uran.ru](mailto:zadvorkin@imach.uran.ru)

\*Corresponding author. E-mail: [tuevaevgenya@mail.ru](mailto:tuevaevgenya@mail.ru)  
 Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation  
 Tel.: +7 (343) 362 30 29

The friction treatment of corrosion-resistant metastable steels makes it possible to improve the strength properties and operational characteristics of such materials. This is mainly due to the formation of strain-induced martensite, a stronger ferromagnetic phase, in the surface layer. Besides, modification of the phase composition changes the magnetic state of the material. The paper presents the results of the effect of varying the normal load of the indenter during surface friction treatment on the change in the phase composition and the magnetic characteristics of the AISI 321 steel. The amount of the formed ferromagnetic phase and hardness are related to the normal load of the indenter. It is shown that magnetization can be used as an informative parameter for diagnosing the formation of strain-induced martensite during the friction treatment of the AISI 321 steel.

**Keywords:** friction treatment, metastable corrosion-resistant austenitic steel, strain-induced martensite, specific magnetization, magnetic hysteresis loops.

### Acknowledgments

*The work was performed under state assignment no. AAAA-A18-118020790148-1. The equipment of the Plastometriya shared research facilities.*

*We thank R. A. Savrai, P. A. Skorynina, I. A. Zabolotskikh, and Yu. M. Kolobylin, members of the Structural Materials Laboratory, IES UB RAS (Ekaterinburg), for performing surface friction treatment and providing us with test specimens.*

### References

1. Gol'dshtejn M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 408 p. (In Russian).
2. Lo K.H., Shek C.H., Lai J. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 65, No. 4, pp. 39–104. DOI: 10.1016/J.MSER.2009.03.001.
3. Eskandari M.A., Kermanpur A., Najafizadeh A. Formation of nanocrystalline structure in 301 stainless steel produced by martensite treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40, No. 9, pp. 2241–2249. DOI: 10.1007/S11661-009-9916-Z.
4. Arzamasov B.N., Sidorin I.I., Kosolapov G.F., Makarova V.I., Mukhin G.G., Ryzhov N.M., Silaeva V.I., and Ul'yanova N.V. *Materialovedenie: uchebnik dlya vysshikh tekhnicheskikh*

uchebnykh zavedenii [Materials Science: Handbook for Technological Colleges]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986. (In Russian).

5. Pradhan K.K., Matawale C.R., Murarka S. Analysis of erosion-corrosion resistance and various application in domestic and industrial field of stainless steel grade. *International Journal of Research (IJR)*, 2015, vol. 2, iss. 4, pp. 807–811.

6. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov*, 2-e izd. [Theory of heat treatment of metals, 2nd ed.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1974. 400 p. (In Russian).

7. Gulyaev A.P. *Materials Science: A Textbook for Institutes of Higher Education*, 6th ed., Metallurgiya, Moscow, 1986. (In Russian).

8. Wu Y., Guelorget B., Sun Z., D eturche R., Reirant D. Characterization of gradient properties generated by SMAT for a biomedical grade 316L stainless steel. *Materials Characterization*, 2019, vol. 155, 109788. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109788.

9. Makarov A.V., Savray R.A., Skorynina P.A., Volkova E.G. Development of Methods for Steel Surface Deformation Nanostructuring. *Metal Science and Heat Treatment*, 2020, vol. 62, pp. 61–69. DOI: 10.1007/s11041-020-00529-w.

10. Torres M.A.S., Voorwald H.J.C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue*, 2002, vol. 24, iss. 8, pp. 877–886. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00205-5.

11. De los Rios E.R., Walley A., Milan M.T., Hammersley G. Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 1995, vol. 17, iss 7, pp. 493–499. DOI: 10.1016/0142-1123(95)00044-T.

12. Kermouche G., Pacquaut G., Langlade C., Bergheau J. Investigation of mechanically attrited structures induced by repeated impacts on an AISI1045 steel. *Comptes Rendus Mécanique*, 2011, vol. 339, iss 7–8, pp. 552–562. DOI: 10.1016/J.CRME.2011.05.012.

13. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 38–45. DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.261.

14. Makarov A.V. Nanostructuring Friction Treatment of Carbon and Low-Alloyed Steels. In: *Perspektivnye materialy: Uchebnoe posobie* [Perspective Materials, vol. 4: A Tutorial]. Merson, D.L., ed., Tolyatti, TGU Publ., 2011, pp. 123–207. (In Russian).

15. Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 802, 140679. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.

16. Savrai R.A., Kolobylin, Y.M. & Volkova E.G. Micromechanical Characteristics of the Surface Layer of Metastable Austenitic Steel after Frictional Treatment. *Phys. Metals Metallogr*, 2021, vol. 122, No. 8, pp. 800–806. DOI: 10.1134/S0031918X21080123.

17. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Improving the Strength of the AISI 321 Austenitic Stainless Steel by Frictional Treatment. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss.5. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2017\\_Savrai\\_R.A.\\_et\\_al.\\_043\\_062.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2017_Savrai_R.A._et_al._043_062.pdf) (accessed 21.04.2022). DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.

18. Rusakov A.A. *Rentgenografiya metallov* [Radiography of metals]. Moscow, Atomizdat Publ., 1977, 480 p. (In Russian).

19. Dorofeev A.L. *Vikhrevye toki* [Eddy currents]. Moscow, Energiya Publ., 1977, 72 p. (In Russian).

20. Gorkunov  .S., Zadvorkin S.M., Mitropolskaya S.Yu., Vichuzhanin D.I., Solov'ev K.E. Change in magnetic properties of metastable austenitic steel due to elastoplastic deformation. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, vol. 51, pp. 423–428. DOI:10.1007/S11041-010-9185-X.

21. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskij Yu. R. *Stali s metastabil'nyim austenitom* [Steels with metastable austenite]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988, 255 p. (In Russian).

Подана в журнал: 28.04.2022



УДК 669.14:621.787.4



DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.040-049



## ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДОСТЬ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ AISI 321

Е. А. Путилова<sup>а)</sup>\*, Л. С. Горулева<sup>б)</sup>, С. М. Задворкин<sup>в)</sup>

*Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

<sup>а)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8508-8413>  [tuevaevgenya@mail.ru](mailto:tuevaevgenya@mail.ru);

<sup>б)</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>  [sherlarisa@yandex.ru](mailto:sherlarisa@yandex.ru);

<sup>в)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7918-8207>  [zadvorkin@imach.uran.ru](mailto:zadvorkin@imach.uran.ru)

\*Ответственный автор. Электронная почта: [tuevaevgenya@mail.ru](mailto:tuevaevgenya@mail.ru)

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 362–30–29

Фрикционная обработка коррозионностойких метастабильных аустенитных сталей позволяет добиться улучшения прочностных свойств и эксплуатационных характеристик подобных материалов. В основном этот результат достигается благодаря образованию в поверхностном слое более прочной ферромагнитной фазы – мартенсита деформации. При этом изменение фазового состава приводит также к изменению магнитного состояния материала. В статье приведены результаты влияния варьирования нормальной нагрузки на индентор при поверхностной фрикционной обработке на изменение фазового состава, твердости и уровня магнитных характеристик стали AISI 321. Установлены зависимости количества образовавшейся ферромагнитной фазы и твердости от нормальной нагрузки на индентор. Показано, что удельная намагниченность может быть использована в качестве информативного параметра для диагностики образования мартенсита деформации в процессе фрикционной поверхностной обработки стали AISI 321.

**Ключевые слова:** фрикционная обработка, коррозионностойкая метастабильная аустенитная сталь, мартенсит деформации, удельная намагниченность, петли магнитного гистерезиса.

### 1. Введение

Стали с метастабильной аустенитной структурой широко используются в различных областях промышленности: автомобильной, пищевой, нефтехимической, химической, в медицине и многих других [1–5]. Одной из особенностей, наблюдаемых в подобных сталях, является протекание деформационного фазового превращения с образованием в структуре мартенсита деформации ( $\alpha'$ -фаза). Подобные структурные превращения существенно влияют на уровень прочностных и эксплуатационных характеристик материала [6–8]. Этот факт позволяет достаточно успешно применять различные виды поверхностного упрочнения для материалов с метастабильной структурой с целью создания более упрочненного поверхностного слоя для увеличения срока службы детали [9–13].

В результате поверхностной фрикционной обработки происходит формирование градиентной структуры металла в приповерхностных слоях, в основном с формированием наноили ультрамелкодисперсной структуры [8, 9, 14, 15]. Фрикционная обработка скользящим индентором представляет собой эффективный способ формирования наноструктурированного слоя на поверхности практически любых сталей [14]. В работах [15–17] было проведено исследование структуры и микромеханических характеристик поверхностного слоя стали AISI 321 после фрикционной обработки. Сталь AISI 321 является коррозионностойкой мета-

стабильной сталью, в которой при деформации происходит фазовое  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение с образованием мартенсита деформации. Фрикционная обработка приводит к интенсивной пластической деформации поверхности материала с формированием нанокристаллических или ультрамелкодисперсных структур [17].

В вышеупомянутых исследованиях проводилось варьирование технологических режимов только в сторону увеличения количества проходов индентора при одинаковой нагрузке. Было установлено оптимальное количество проходов для обеспечения существенного упрочнения материала, но при этом сохранения высокого качества шероховатости поверхности и стойкости при контактных нагрузках.

В работе проведено исследование влияния поверхностной фрикционной обработки при различных нормальных нагрузках на индентор на изменение фазового состава и магнитных характеристик коррозионностойкой метастабильной стали AISI 321.

## 2. Материалы и методика

Образцы для исследования вырезали из коррозионностойкой метастабильной стали AISI 321 (химический состав приведен в табл. 1) после поверхностной фрикционной обработки по различным режимам.

Таблица 1

Химический состав исследованной стали AISI 321, мас. %

Химический состав стали											
C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Mo	Co	Nb	Cu	P	S
0,05	16,80	8,44	0,33	1,15	0,67	0,26	0,13	0,03	0,31	0,036	0,005

Образцы представляли собой плоские пластины толщиной 9 мм. В исходном состоянии исследуемая сталь обладала 100 %-й аустенитной структурой (по результатам рентгенофазового анализа). Фрикционная обработка проводилась на установке, созданной на базе поперечно-строгального станка при возвратно-поступательном движении индентора по схеме «полусферический индентор – плоский образец» [17]. Фрикционную обработку проводили скользящим индентором из синтетического алмаза полусферической формы с радиусом полусферы 3 мм в среде аргона, со скоростью возвратно-поступательного движения 0,05 м/с, при длине хода 20 мм, смещении индентора на каждый двойной ход 0,1 мм и количестве сканирований поверхности равном 1. В результате получили деформированную поверхность шириной 10 и длиной 20 мм. Использование защитной газовой атмосферы позволяет предотвратить охрупчивание поверхностно-упрочненного слоя при взаимодействии с кислородом воздуха [9]. Нормальную нагрузку на индентор при фрикционной обработке варьировали следующим образом: 5, 10, 15, 20, 25, 30 и 40 кг.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Фазовый состав определяли методом гомологических пар, а остаточные напряжения рассчитывали методом « $\sin^2\psi$ » [18].

Измерения микротвердости на обработанной поверхности полученных образцов проводили на приборе Shimadzu HNV-G21DT. Нагрузка на индентор составляла 25 г.

При помощи анализатора Rollscan 300 проводили регистрацию петель магнитного гистерезиса образцов в переменном магнитном поле в условных единицах измерения. Сечение полюсов ПМУ анализатора Rollscan 300 составляло  $3,5 \times 8,0$  мм, расстояние между полюсами – 3 мм, что обеспечивает локальность расположения датчика относительно обработанной поверхности. Амплитуду напряжения и частоту тока перемагничивания подбирали экспериментально для получения максимальной величины сигнала датчика прибора. Напряжение составляло 5 В, а частоту выбрали равной 95 и 990 Гц с целью изменения глубины промаг-

ничивания анализируемого слоя, которая обратно пропорциональна частоте [19]. Определение значений удельной намагниченности исследуемых образцов в статическом поле осуществляли при помощи прибора KOERZIMAT 1.097 HCJ/J-H FOERSTER. Вес образцов определяли при взвешивании на аналитических весах.

### 3. Результаты и их обсуждение

В исходном состоянии исследуемая сталь AISI 321 обладает чисто аустенитной структурой, что подтверждается измерением магнитных характеристик (рис. 1), а также результатами рентгеноструктурного анализа (рис. 2 а; табл. 2).

При помощи рентгеноструктурного анализа было установлено количество образовавшегося на поверхности  $\alpha'$ -мартенсита в зависимости от нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке (табл. 2). При этом при нагрузке на индентор в диапазоне от 5 до 25 кг на поверхности детектируются две фазы: аустенит и мартенсит деформации (рис. 2 б), а при превышении нагрузки более 25 кг на поверхности присутствует не менее 95 % мартенситной фазы (рис. 2 в).

Таблица 2

Количество мартенсита деформации на обработанной поверхности в зависимости от нагрузки на индентор

Содержание $\alpha'$ -мартенсита, %	Нагрузка на индентор, кг							
	0	5	10	15	20	25	30	40
	0	29	38	52	69	>95	>95	>95

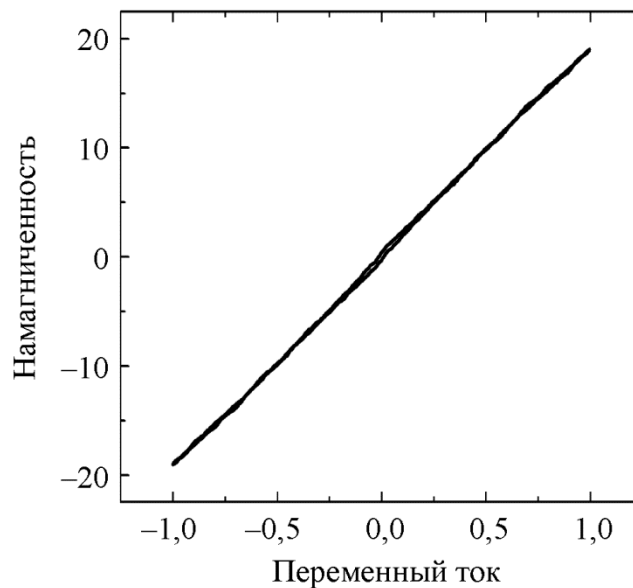


Рис. 1. Петля магнитного гистерезиса стали AISI 321 в исходном состоянии

На рис. 3 представлен график зависимости твердости и изменения количества мартенсита деформации в зависимости от нагрузки при фрикционной обработке. Как и следовало ожидать, характер изменения твердости достаточно хорошо согласуется с изменением количества мартенсита деформации в приповерхностном слое. При нагрузке более 25 кг в поверхностном слое образуется 100 % мартенситной фазы, при этом темпы увеличения твердости снижаются. При более высоких значениях нагрузки на индентор вполне возможно, что

весомый вклад в упрочнение вносит не только образование новой более твердой и прочной фазы – мартенсита деформации, но и упрочнение по дислокационному механизму.

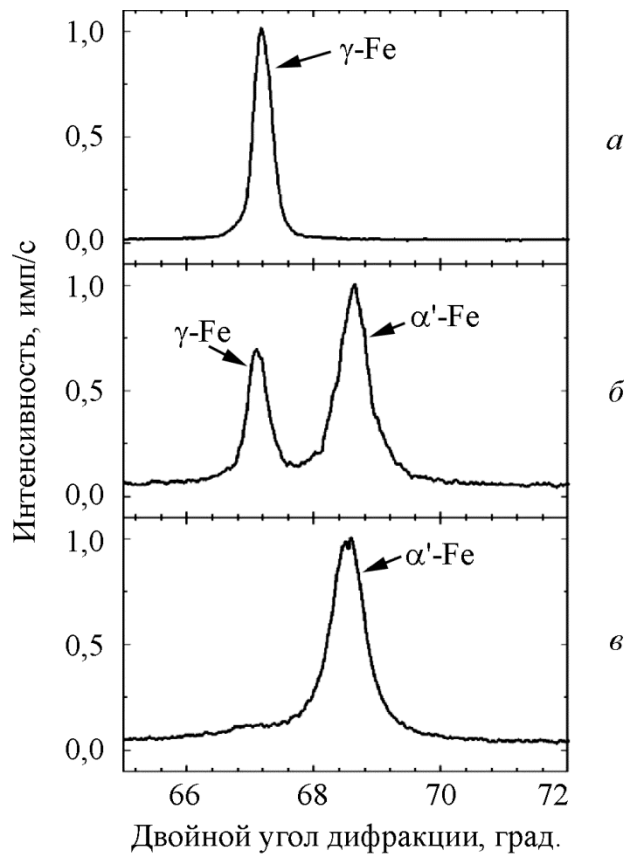


Рис. 2. Вид рентгенограмм стали AISI 321: в исходном состоянии и после фрикционной обработки: *a* – в исходном состоянии; *б* – после фрикционной обработки с нормальной нагрузкой на индентор 10 кг; *в* – после фрикционной обработки с нормальной нагрузкой на индентор 40 кг

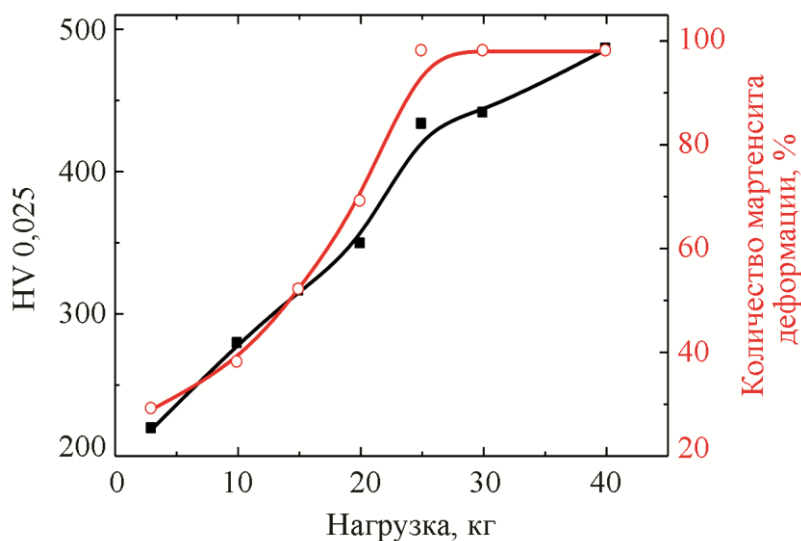


Рис. 3. Зависимости твердости поверхности (*черная кривая*) и количества мартенсита деформации (*красная кривая*) в зависимости от нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке

Образование  $\alpha'$ -мартенсита деформации, являющегося ферромагнитной фазой, в структуре приводит к изменению магнитных характеристик, в частности удельной намагниченности. У исходного необработанного образца ввиду чисто аустенитной, а следовательно, парамагнитной структуры значения намагниченности были нулевыми. Изменение значений намагниченности после поверхностной обработки скользящим индентором с различным усилием представлены на рис. 4. В отличие от твердости и рентгеноструктурного анализа, при которых анализируется только поверхностный слой, удельная намагниченность является интегральной характеристикой и дает информацию по всему объему анализируемого образца. Удельная намагниченность изменяется однозначно с возрастанием нормальной нагрузки на индентор, что позволяет использовать ее в качестве параметра при оценке изменений фазового состава стали AISI 321 при поверхностной деформационной обработке. При этом при нормальных нагрузках на индентор выше 20 кг чувствительность этого параметра увеличивается.

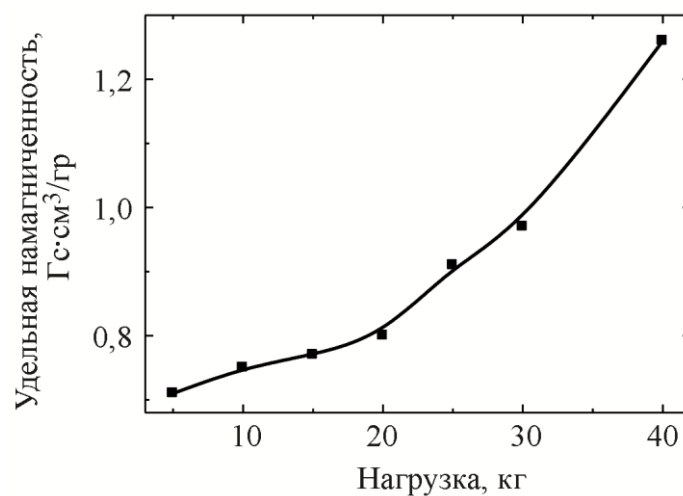


Рис. 4. Зависимость удельной намагниченности от нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке

На рис. 5 представлены петли магнитного гистерезиса, измеренные в переменном поле исследуемых образцов как в исходном состоянии, так и в зависимости от нагрузки на индентор при разных частотах: *a, в, д* – 95 Гц, *б, з, е* – 990 Гц. В исходном состоянии, как уже было сказано выше, материал находился в парамагнитном состоянии, петля магнитного гистерезиса в переменном поле представляет собой прямую линию (рис. 1). После фрикционной обработки даже с небольшой нагрузкой на индентор (5 кг) происходит образование первых частиц ферромагнитной фазы, мартенсита деформации, в парамагнитной матрице. При частоте 990 Гц промагничивался и анализировался более тонкий поверхностный слой, следовательно, в данном случае вклад в формирование магнитных характеристик вносит в основном ферромагнитная фаза. А при частоте 95 Гц – анализировался больший объем образца. В этом случае объем, занимаемый ферромагнитной фазой, был незначительным по сравнению с анализируемым объемом.

Для петель магнитного гистерезиса при нагрузках 5–20 кг характерно наличие более резкого изменения намагниченности, особенно это заметно при измерениях при 95 Гц (рис. 5 *a, в*). Для данных образцов характерны достаточно большие значения магнитной проницаемости, определяемой при дифференцировании спинок петель магнитного гистерезиса (по тангенсу угла наклона кривой). Подобное перемагничивание путем больших скачков Баркгаузена свидетельствует о значительной роли механизма магнитного гистерезиса, связанного с задерж-

кой образования и роста зародышей перемагничивания при небольшом содержании ферромагнитной фазы в парамагнитной матрице [20].

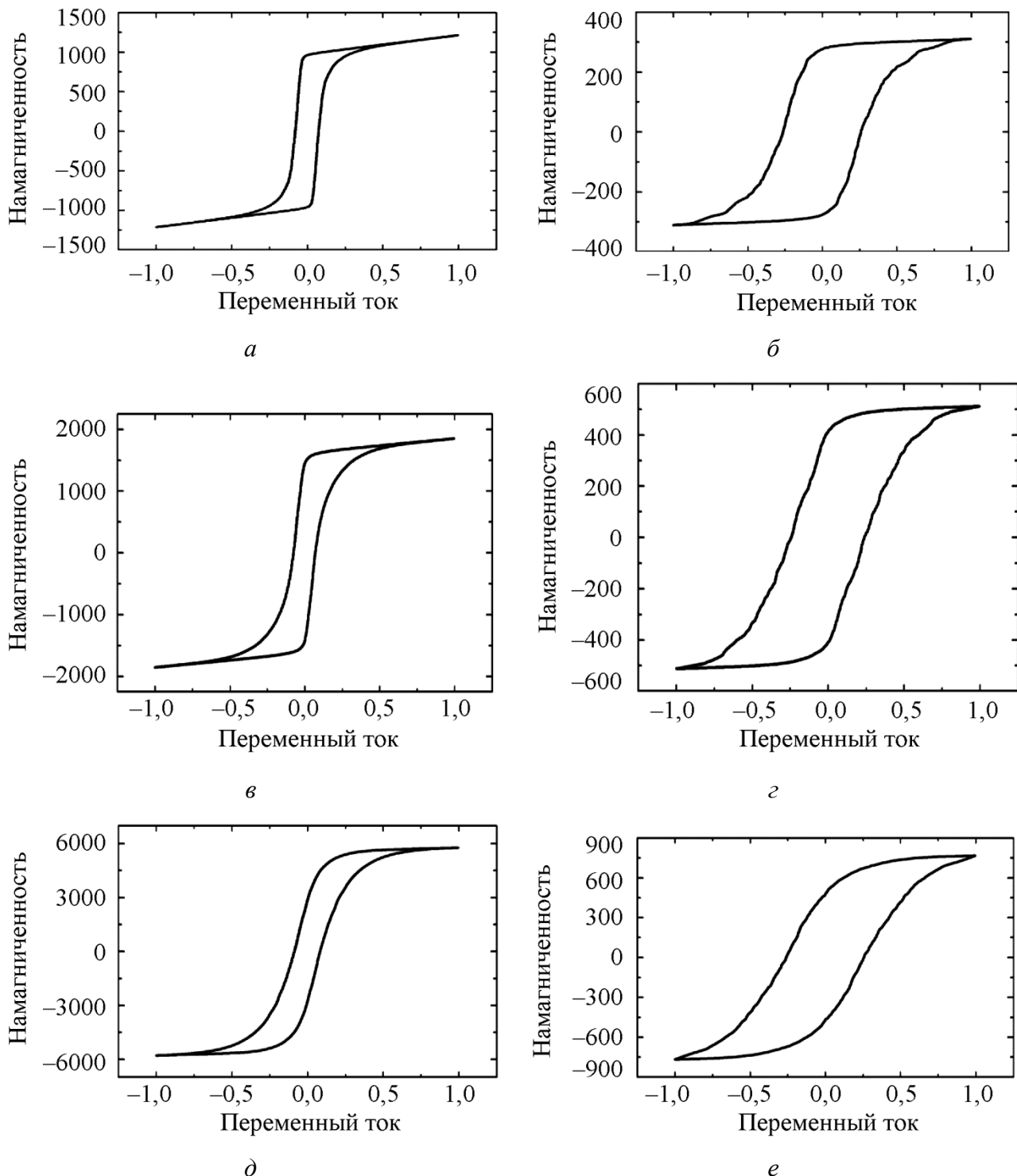


Рис. 5. Петли магнитного гистерезиса, измеренные в переменном магнитном поле с частотой 95 (*a*, *в*, *д*) и 990 (*б*, *г*, *е*) Гц, стали AISI 321 после поверхностной обработки при нормальной нагрузке на индентор 5 (*a*, *б*), 20 (*в*, *г*) и 40 (*д*, *е*) кг

Образующиеся первые кристаллы мартенсита деформации имеют линзовидную или речную морфологию, а также обладают высокой дисперсностью [1] и, согласно [21], выделяются вдоль определенных кристаллографических плоскостей сдвига, т. е. при небольших



нагрузках в структуре поверхностного слоя происходит образование дисперсных ферромагнитных частиц. Исходя из высокой дисперсности выделений ферромагнитной фазы можно предположить, что частички находятся в однодоменном состоянии и перемагничиваются индивидуально. Это, скорее всего, и обуславливает прямоугольный вид петли магнитного гистерезиса при частоте 990 Гц. При частоте 95 Гц подобной «прямоугольности» не наблюдается, возможно, из-за более сильного влияния вихревых токов. По мере роста количества ферромагнитной фазы частицы начинают взаимодействовать, коэрцитивная сила при этом уменьшается, а петля магнитного гистерезиса приобретает более пологий вид. При частоте 990 Гц ширина петли, а соответственно и значения коэрцитивной силы выше, чем при измерениях при 95 Гц. Это можно объяснить с тем, что при высоких частотах вихревые токи, препятствующие изменению магнитного состояния, оказывают более сильное влияние. Следует также отметить, что с увеличением нагрузки на индентор намагниченность насыщения материала увеличивается, наиболее сильно это заметно при частоте 95 Гц, так как глубина промагничивания больше.

#### 4. Заключение

Установлено, что варьирование нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке коррозионностойкой метастабильной аустенитной стали AISI 321 приводит к образованию различного количества ферромагнитной фазы  $\alpha'$ -мартенсита деформации и, соответственно, изменению магнитных свойств обработанного материала. При нагрузке на индентор менее 25 кг количество мартенсита деформации изменяется пропорционально нагрузке, а при нагрузке более 25 кг в поверхностном слое присутствует не менее 95 % новообразовавшейся ферромагнитной фазы. При этом твердость на поверхности возрастает во всем диапазоне изменения нагрузок на индентор.

Прямоугольный характер петель магнитного гистерезиса при нагрузке на индентор менее 25 кг может свидетельствовать об однодоменном состоянии выделений мартенсита деформации и слабом их взаимодействии между собой. Удельная намагниченность изменяется однозначно с изменением нормальной нагрузки на индентор и может быть использована для диагностики образования ферромагнитной фазы в результате фрикционной поверхностной обработки.

#### Благодарность

*Работа выполнена в рамках государственного задания № государственной регистрации АААА-А18-118020790148-1. При проведении исследований использовано оборудование ЦКП «Пластометрия».*

*Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории конструкционного материаловедения Р.А. Саврай, П.А. Скорыниной, И.А. Заболотских и Ю.М. Колобылину за проведение поверхностной фрикционной обработки и предоставление образцов для исследований.*

#### Литература

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Lo K. H., Shek C. H., Lai J. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2009. – Vol. 65, No. 4. – P. 39–104. DOI: 10.1016/J.MSER.2009.03.001.
3. Eskandari M. A., Kermanpur A., Najafizadeh A. Formation of nano-crystalline structure in 301 stainless steel produced by martensite treatment // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2009. – Vol. 40, No. 9 – P. 2241–2249. DOI: 10.1007/S11661-009-9916-Z.

4. Материаловедение : учебник для высших технических учебных заведений / Б. Н. Арзамасов, И. Сидорин, Г. Косолапов, В. Макарова, Г. Мухин, Н. Рыжов, В. Силаева, Н. Ульянова – М. : Машиностроение, 1986. – 384 с.
5. Pradhan K. K., Matawale C. R., Murarka S. Analysis of erosion-corrosion resistance and Various Application in domestic and Industrial field of Stainless Steel Grade 304 // *International Journal of Research (IJR)*. – 2015. – Vol. 2, iss. 4 – P. 807–811.
6. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. – 2-е изд. – М. : Металлургия, 1974. – 400 с.
7. Гуляев А. П. Металловедение : учебник для вузов. – 6-е изд. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
8. Characterization of gradient properties generated by SMAT for a biomedical grade 316L stainless steel / Y. Wu, B. Guelorget, Z. Sun, R. Déturche, D. Retraint // *Materials Characterization*. – 2019. – Vol. 155. – 109788. – DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109788.
9. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, П. А. Скорынина, Е. Г. Волкова // *МитОМ*. – 2020. – № 1 (775). – С. 62–69. – DOI: 10.30906/mitom.2020.1.62-69.
10. Torres M. A. S, Voorwald H. J. C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel // *International Journal of Fatigue*. – 2002. – Vol. 24, iss 8. – P. 877–886. – DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00205-5.
11. Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel / E. R. de los Rios, A. Walley, M. T. Milan, G. Hammersley // *International Journal of Fatigue*. – 1995. – Vol. 17, iss 7. – P. 493–499. – DOI: 10.1016/0142-1123(95)00044-T.
12. Investigation of mechanically attrited structures induced by repeated impacts on an AISI1045 steel / G. Kermouche, G. Pacquaut, C. Langlade, Jean-Michel Bergheau // *Comptes Rendus Mécanique*. – 2011. – Vol. 339, iss. 7–8. – P. 552–562. – DOI: 10.1016/J.CRME.2011.05.012.
13. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 38–45. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.261.
14. Макаров А. В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей // *Перспективные материалы : учеб. пособие / под ред. Д. Л. Мерсона*. – Тольятти, ТГУ, 2011. – С. 123–208. – Т. IV.
15. Savrai R. A., Osintseva A. L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 802. – 140679. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.
16. Savrai R. A., Kolobylin Y. M. & Volkova E. G. Micromechanical Characteristics of the Surface Layer of Metastable Austenitic Steel after Frictional Treatment // *Phys. Metals Metallogr.* – 2021. – Vol. 122, No. 8. – P. 800–806. – DOI: 10.1134/S0031918X21080123.
17. Improving the Strength of the AISI 321 Austenitic Stainless Steel by Frictional Treatment / R. A. Savrai, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, S. A. Rogovaya, A. L. Osintseva // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2017. – Iss. 5. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2017\\_Savrai\\_R.A.\\_et\\_al.\\_043\\_062.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2017_Savrai_R.A._et_al._043_062.pdf) (accessed 21.04.2022). – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.
18. Русаков А. А. Рентгенография металлов. – М. : Атомиздат, 1977. – 480 с.
19. Дорофеев А. Л. Вихревые токи. – М. : Энергия, 1977. – 72 с.
20. Change in magnetic properties of metastable austenitic steel due to elastoplastic deformation / É. S. Gorkunov, S. M. Zadvorkin, S. Yu. Mitropolskaya, D. I. Vichuzhanin, K. E. Solov'ev // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2009. – Vol. 51. – P. 423–428. – DOI:10.1007/S11041-010-9185-X.
21. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М. : Металлургия, 1988. – 255 с.