

**MAGNETIC STRUCTURAL–PHASE ANALYSIS  
PART II**

E. S. Gorkunov\*

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

\*Corresponding author. E-mail: [ges@imach.uran.ru](mailto:ges@imach.uran.ru); Address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, Ekaterinburg, Russian Federation; Tel.: (343) 374-47-25; Fax: 374-53-30.

The paper continues the discussion of original studies on magnetic structural-phase analysis. Part II deals with the application of structure-insensitive magnetic characteristics to qualitative and quantitative phase analysis. Phase analysis procedures are discussed. Applications of nondestructive testing devices designed for determining the quantity of residual austenite and porosity in industrial products are described.

*Keywords: magnetic properties, phase analysis, residual porosity, saturation magnetization, Curie temperature, coercive force, magnetic susceptibility (permeability).*

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2015.3.006-050

**References**

1. Vonsovsky S.V. *Magnetizm* [Magnetism]. Moscow, Nauka Publ., 1971, 1032 p. (In Russian).
2. Belov K.P. *Magnitnye prevrashcheniya* [Magnetic Transformations]. Moscow, Fizmatgiz Publ., 1959, 259 p. (In Russian).
3. Margolin Yu.M., Sachavsky A.F. A magnetic study of austenitic steels. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1952, no. 4, pp. 447–452. (In Russian).
4. Sigolaev S.Ya. Thermoparamagnetic analysis of phase transformations in austenitic steel. In: *Fiziko–mekhanicheskie issledovaniya metallov* [in Physical-Mechanical Study of Metals]. Moscow, Mashgiz Publ., 1953, pp. 5–15. (In Russian).
5. Entin S.D. Studying the effect of plastic deformation on phase transformations in austenitic steels by paramagnetic properties. *Fiziko-mekhanicheskie issledovaniya metallov*. Moscow, Mashgiz Publ., 1953, pp. 16–28. (In Russian).
6. Gintsburg Ya.S., Margolin Yu.M., Sachavsky A.F. Physical methods for studying slow transformations in high-alloy steel. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1956, no. 9, pp. 1046–1052. (In Russian).
7. Smezhnoy V.L., Miroshnichenko F.D., Kanibolotsky V.G., Stolyarenko A.I. On the technique for determining low alpha-phase contents in austenitic steels. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1970, no. 9, pp. 1083–1086. (In Russian).
8. Snezhnoy V.L., Miroshnichenko F.D., Kanibolotsky V.G., Okhromiy G.A. Effect of the magnetic moment of a paramagnetic matrix on the determination of low  $\alpha$ -phase contents in austenitic steels. *FMM*, 1970, vol. 30, iss. 2, pp. 363–366. (In Russian).
9. Zolotarevsky I.V., Snezhnoy V.L. On the determinability of the magnetic susceptibility of a paramagnetic matrix containing ferromagnetic inclusions. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1978, no. 7, pp. 822–824. (In Russian).
10. Mikheev M.N., Belenkova M.M., Vitkalova R.N., Elkina O.A. Variation of Magnetic Susceptibility in the Aging of  $\beta$ -Titanium Alloys Alloyed with Manganese, Vanadium, and Molybdenum. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1981, vol. 17, no. 9, pp. 694-698.
11. Gorkunov E.S. Magnetic structural-phase analysis as applied to diagnosing and evaluating the lifetime of products and structural components. Part 1. *Diagnostics, Resource and Mechanics of*

- materials and structures*, 2015, iss. 1, pp. 6–40. (In Russian). DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040. [24.03.2015].
12. Zeldovich V.I., Komarov I.G. Dilatometric anomaly in a deformed Fe–Ni alloy with  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation. *II Vsesoyuznoe soveshchanie po mekhanizmu i kinetike martensitnykh prevrashcheniy*. Kiev, 1973, pp. 103. (In Russian).
  13. Zeldovich V.I., Komarov I.G. Dilatometric anomaly in a deformed Fe–Ni alloy with  $\gamma \rightarrow \alpha$  and  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformations. *Metallofizika*, 1974, iss. 24, pp. 41–45. (In Russian).
  14. Belov K.P. *Uprugie, teplovye i elektricheskie yavleniya v ferromagnetikakh* [Elastic, thermal and electric phenomena in ferromagnetic materials]. Moscow, GITTL Publ., 1957, pp. 112–117. (In Russian).
  15. Eremin N.I., Reshetkina N.A. Magnetic-metallographic phase analysis of austenitic steels. In: *Fiziko-mekhanicheskie issledovaniya metallov: sbornik*, Moscow, Mashgiz Publ., 1953, pp. 58–71. (In Russian).
  16. Lashko N.F., Eremin N.I. *Fazovyi analiz i struktura austenitnykh staley* [Phase Analysis and Structure of Austenitic Steels]. Moscow, Mashgiz Publ., 1957. (In Russian).
  17. Preobrazhensky A.A. *Magnitnye materialy i elementy* [Magnetic Materials and Elements]. Moscow, Vysshaya Shkola Publ., 1976, pp. 58–62. (In Russian).
  18. Geller Yu.A., Fadyushina M.N. On the application of magnetic-metallographic determination of residual austenite in the steel structure. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1961, no. 5, pp. 562–565. (In Russian).
  19. Livshits B.G. *Fizicheskie svoystva splavov* [Physical Properties of Alloys]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1946. (In Russian).
  20. Delle V.A., Kozyrev B.P. A device for studying the isometric transformation of austenite. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1935, no. 10, pp. 1253–1256. (In Russian).
  21. Kuznetsov A.A. A method for determining small quantities of residual austenite in steels. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1938, no. 4, pp. 437–440. (In Russian).
  22. Grabovsky M.A., Skorobogatov V.I. Electrodynamic magnetometer designed for determining the Curie point temperature of ferromagnetic materials. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1947, no. 1, pp. 52–58. (In Russian).
  23. Vorobyov V.G. Magnetometric study of martensite transformation at temperatures below zero. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1951, no. 1, pp. 55–63. (In Russian).
  24. Apaev B.A. A magnetic installation designed to study the kinetics of transformations in steel. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1952, no. 1, pp. 105–108. (In Russian).
  25. Kubyshkina T.D., Reingold I.A. An anisometer used to study the transformations of overcooled austenite. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1952, no. 6, pp. 715–719. (In Russian).
  26. Reingold I.A., Kovalev K.A. Determination of relative changes in austenite concentration by measuring magnetic induction in the region of low fields. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1954, no. 8, pp. 929–932. (In Russian).
  27. Popov A.A., Shklyar R.Sh. On the determination of austenite content from magnetic saturation. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1956, no. 6, pp. 677–685. (In Russian).
  28. Permyakov V.G., Naidich Yu.V., Rybak S.A. Differential magnetic technique for studying steels and alloys. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1956, no. 6, pp. 695–699. (In Russian).
  29. Egorov G.E., Nazarenko G.T., Moiseev V.P. On evaluating transformations of residual austenite in a barrel band. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1957, no. 1, pp. 52–55. (In Russian).
  30. Leontiev B.A., Spektor Ya.I. Akulov's anisometer as applied to studying stepwise decay of overcooled austenite in steel. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1957, no. 3, pp. 325–326. (In Russian).
  31. Kotkis M.A. An austenometer with alternating magnetic field. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1957, no. 8, pp. 970–973. (In Russian).
  32. Kozlov K.K. Differential magnetic technique as applied to studying steel in the subcritical range of temperatures. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1963, no. 12, pp. 1461–1463. (In Russian).

33. Medvedev Yu.S., Tomilina T.D. Studying the stability of the austenite of stainless steels by a ponderomotive device. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1964, no. 3, pp. 314. (In Russian).
34. Belous M.V., Vasilev M.A., Cherepin V.T. A magnetometer intended for studying fast processes. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1966, no. 3, pp. 370–371. (In Russian).
35. Solodikin V.I., Belous Yu.V., Koledova T.N., Sidash I.V. Studying the behavior of magnetization of ferromagnetic materials by differential technique. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1969, no. 9, pp. 1088. (In Russian).
36. Apaev B.A., Kraev A.P. The MAG-81BA magnetometric device with high sensitivity of the metering circuit and automatic reading. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1983, no. 5, pp. 33–35. (In Russian).
37. Kuznetsov I.A., Shabalina E.F. *Rukovodstvo k laboratornym zanyatiyam po magnitnym izmereniyam i magnitnomu strukturnomu analizu* [A Manual to Laboratory Classes on Magnetic Measurements and Magnetic Structural Analysis]. Sverdlovsk, Uralskiy Gosuniversitet Publ., 1966, 160 p. (In Russian).
38. Petzuch M., Stierstadt K. Die Temperaturabhängigkeit des inneren Entmagnetisierungsfactor von Nickel. *Zs. angew. Phys*, 1967, 22, S. 484–486.
39. Tikadzumi S. *Fizika ferromagnetizma*. [Physics of Ferromagnetism]. Moscow, Mir Publ., 1983, 302 p. (In Russian).
40. Lyulicheva N.N. Volumetric changes of the carbide phase in steels under tempering. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1957, vol. 4, iss. 2, pp. 319–330. (In Russian).
41. Kuznetsov I.A. On the processes of carbide transformation in steels under tempering. *FMM*, 1965, vol. 20, iss. 1, pp. 140–142. (In Russian).
42. Parfenov V.V., Yanus R.I. On the effect of austenite on the magnetization curve for steel. *ZhTF*, 1948, vol. 18, iss. 2, pp. 161–166. (In Russian).
43. Parfenov V.V. Studying the commutation curves for steels in the region of high magnetic fields. *FMM*, 1955, vol. 1, iss. 3, pp. 434–440. (In Russian).
44. Yanus R.I. *Magnitnaya defektoskopiya* [Magnetic-Field Testing]. Moscow–Leningrad, OGIZ Publ., 1946, 171 p. (In Russian).
45. Vonsovsky S.V., Shur Ya.S. *Ferromagnetizm* [Ferromagnetism]. Moscow–Leningrad, OGIZ Publ., 1948, 816 p. (In Russian).
46. Akulov N.S. *Ferromagnetizm* [Ferromagnetism]. Moscow–Leningrad, GITTL Publ., 1939, 187 p. (In Russian).
47. Yanovsky B.M. *Zemnoy magnetizm* [Terrestrial Magnetism]. Leningrad, Leningradskiy Gosuniversitet Publ., 1978, 592 p. (In Russian).
48. Apaev B.A. Concerning the current contradictions about carbide phases arising in carbon steel under tempering. *FMM*, 1960, vol. 9, iss. 3, pp. 400–414. (In Russian).
49. Apaev B.A. The process of carbide formation in carbon steel under tempering. *Metallovedenie i obrabotka metallov*, 1957, no. 1, pp. 2–15. (In Russian).
50. Apaev B.A. On selecting an etalon when determining the quality of austenite in steel by magnetic technique. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1953, no. 3, pp. 315–321. (In Russian).
51. Apaev B.A. *Fazovyi magnitnyi analiz splavov* [Phase Magnetic Analysis of Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. (In Russian).
52. Apaev B.A. Methods for calculating the quantity of austenite in systems with two paramagnetic phases. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1955, no. 2, pp. 168–176. (In Russian).
53. Geller Yu.A. On the magnetic determination of the quantity of residual austenite. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1955, no. 2, pp. 177–181. (In Russian).
54. Gardin A.I. Magnetic determination of residual austenite in rapid tool steel. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1956, no. 3, pp. 303–309. (In Russian).
55. Permyakov V.G., Belous M.V. Carbide transformations in steel under tempering. *FMM*, 1957, vol. 4, iss. 3, pp. 490–499. (In Russian).

56. Permyakov V.G., Belous M.V. On magnetic technique of quantitative carbide analysis of carbon steels. I. *FMM*, 1960, vol. 10, iss. 2, pp. 317–320. (In Russian).
57. Belous M.V., Cherepin V.T., Vasiliev M.A. *Prevrashcheniya pri otpuske stali* [Transformations during Steel Tempering]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973, 232 p. (In Russian).
58. Meskin V.S. *Ferromagnitnye splavy* [Ferromagnetic Alloys]. Moscow–Leningrad, ONTI–NKTP Publ., 1937, 791 p. (In Russian).
59. Geller Yu.A. *Instrumentalnye stali* [Tool Steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968, 568 p. (In Russian).
60. Kuznetsov I.A. Thermoelectric Sensors for Testing the Quality of Materials and Parts without Destroying These. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1973, vol. 9, no. 1, pp. 1–6.
61. Mikheev M.N., Tomilov G.S., Pomukhin M.F., Rzyankin K.G., Utkina V.A. Magnetic testing of the quality of quenching and tempering of ball and roller bearing parts. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1956, no. 5, pp. 549–555. (In Russian).
62. Tomilov G.S., Mikheev M.N., Pomukhin M.F., Utkina V.A. Magnetic testing of the quality of heat-treated bearing parts. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1959, no. 4, pp. 448–453. (In Russian).
63. Mikheev M.N., Surin G.V., Tomilov G.S. A differential magnetic device for testing the quality of heat treatment. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1960, no. 11, pp. 1306–1308. (In Russian).
64. Mikheev M.N., Tomilov G.S., Rzyankin K.G., Pomukhin M.F., Utkina V.A. Magnetic testing of the quenching and tempering of ball and roller bearing parts. *Trudy Instituta fiziki metallov AN SSSR*, 1959, iss. 21, pp. 181–197. (In Russian).
65. Ponomarev Yu.F., Tabachnik V.P., Fridman L.A., Yanus R.I. Studying a differential magnetic device with a ferro-sensor. *Trudy Instituta fiziki metallov AN SSSR*, 1967, iss. 26, pp. 143–148. (In Russian).
66. Shteblein F., Steinits R. A new device with a double yoke for testing magnetic steel. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1935, no. 11, pp. 1370–1376. (In Russian).
67. Mikheev M.N., Popov B.V. Magnetic testing of the microstructure of cast-iron piston rings. *Izv. AN SSSR (OTN)*, 1943, no. 3 – 4, pp. 58–67. (In Russian).
68. Mikheev M.N. On magnetic testing of rolls. *Materialy soveshchaniya po valkam kholodnoi prokatki: Trudy Uralmashzavoda* [Materials of the Conference on Cold-Rolling Rolls : Transactions of the “Uralmash” Plant]. 1963, pp. 130. (In Russian).
69. Mikheev, M.N., Neizvestnov B.M., Bida G.V., Surin G.V., and Morozova V.M. Magnetic Inspection of the Heat Treatment Quality of Large Bearing Parts. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1977, vol. 13, no. 4, pp. 478–481.
70. Mikheev M.N., Morozova V.M., Bochenkov V.S., Remez N.V., and Surin G.V. Magnetic Heat Treatment Quality Testing of Rolls for Cold Rolling Mills. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1969, July-August, no.4, pp.471–477.
71. Fridman L.A., Tabachnik V.P. On the Use of Artificial Standards for a Differential Magnetic Device. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1969, July-August, no. 4, pp. 449–452.
72. Mikheev M. N., Gorkunov E. S., Antonov A. V., Shirobokov M. I., and Nikitin V. V. Differential Measuring Instrument of Magnetic Characteristics. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1982, vol.18, no.12, pp. 982–984.
73. Entin S.D. Magnetic technique for testing the quality of the heat treatment of work rolls. *Trudy TsNIITMASH. Valki kholodnoy prokatki. Part I. Tekhnologiya proizvodstva*. Moscow, 1970, pp. 61–63. (In Russian).
74. Landa V.A. Instruments for magnetic testing of the quality of heat-treated tools made of rapid tool steel. *Pribory magnitnogo kontrolya kachestva termicheskoy obrabotki instrumenta iz bystrorezhushchey stali*. In: *Novye metody kontrolya i defektoskopii* [New Methods of Testing and Defectoscopy]. Kiev, Gostekhzdat Publ., 1958, pp. 114–120. (In Russian).
75. Varlamova S.S., Varlamov V.I. Application of an MT-2 magnetic thickness meter for continuous testing of the quality of heat-treated tool steels. *Zavodskaya Laboratoriya*, 1971, no. 3, pp.

378. (In Russian).

76. *Pribory dlya nerazrushayushchego kontrolya materialov i izdeliy. Kn.2: spravochnik* [Instruments for Nondestructive Testing of Materials and Products. Book 2. : reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976, 327 p. (In Russian).

77. Rozhdestvensky S.M. Elektromagnitnye metody defektoskopii. In: S. T. Nazarov, ed. *Modern Methods of Nondestructive Material Testing*. Moscow, Mashgiz Publ., 1961, pp. 194–563. (In Russian).

78. Gorodinsky I.A. *Magnitnye i elektricheskie metody ispytaniya metallov (defektoskopiya)* [Magnetic and Electric Methods for Metal Testing (Defectoscopy)]. Moscow–Leningrad, Gosplanizdat Publ., 1940, pp. 33–120. (In Russian).

79. Ulyanov A.I., Gorkunov E.S. Magnetic Structural Inspection of Sintered Powder Steels (Survey). *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 1995, vol. 31, no.1, pp. 1-53.

80. Sterkhov G.V., Zapol'skikh V.P., Aleksandrov I.G., Isaev V.A. Magnetic Testing of the Microstructure of Porous Powder Metallurgy Components. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1974, vol. 10, no. 3, pp. 353-355.

81. Sterkhov G.V., Zapol'skikh V.P., Aleksandrov I.G., Isaev V.A. Testing the Microstructure and Porosity of Metallo-ceramic Objects by Reference to Two Magnetic Characteristics. *The Soviet Journal of Nondestructive Testing*, 1975, vol. 11, no. 3, pp. 341-345.

82. Sterkhov G.V., Mikheev M.N., Surin G.V. [Application of a DMS-1 differential magnetic structuroscope for testing the structure and porosity of metal-ceramic products]. *VIII Vsesoyuznaya nauchno-tekhnicheskaya konferentsiya po nerazrushayushchim metodam kontrolya* [VIII All-Union Scientific and Technical Conference on Nondestructive Testing Methods]. Kishinev, 1977, pp. 190–193. (In Russian).

83. Ulyanov A.I., Sterkhov G.V., Ermolaev V.G., Faizullin R.G. On the feasibility of nondestructive testing of sintered steel 30NM. In: *Fizika i elektronika tverdogo tela*. Izhevsk, Udmurtsky Gosuniversitet Publ., 1982, iss. 5, pp. 129–133. (In Russian).

84. Shcherbinin V.E., Gorkunov E.S. *Magnitnyi control kachestva metallov* [Magnetic Testing of the Quality of Metals]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 1996, 264 p. (In Russian).

85. Gorkunov E.S., Zakharov V.A. Coercimeters with Magnetic Attachments (Review). *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 1995, vol.31, no.8, pp. 625-641.

Подана в печать: 09.06.2015  
УДК 620.179:669.017.3:537.622  
DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.006-050

## МАГНИТНЫЕ МЕТОДЫ ФАЗОВОГО АНАЛИЗА ЧАСТЬ II

Э. С. Горкунов\*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения  
Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

\*Ответственный автор. Электронная почта: [ges@imach.uran.ru](mailto:ges@imach.uran.ru); адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: (343) 374-47-25; факс: (343) 374-53-30

В данной работе продолжается обсуждение оригинальных работ по магнитному структурно-фазовому анализу. Во второй части рассматриваются вопросы использования структурно-нечувствительных магнитных характеристик для качественного и количественного фазового анализа. Рассмотрены методы проведения фазового анализа. Приведены результаты применения приборов неразрушающего контроля для определения количества остаточного аустенита и пористости в промышленных изделиях.

*Ключевые слова: магнитные свойства, фазовый анализ, остаточная пористость, намагниченность насыщения, температура Кюри, коэрцитивная сила, магнитная восприимчивость (проницаемость).*

### 1. Введение

В природе все вещества магнитны [1]. В зависимости от того, как различные вещества взаимодействуют с магнитным полем, можно выделить три основные группы магнетиков (диа-, пара- и ферромагнетики).

Внешнее магнитное поле оказывает влияние на орбитальные и спиновые магнитные моменты. При этом во всех веществах возникает диамагнитный эффект, являющийся следствием закона электромагнитной индукции Фарадея. Появляющийся индукционный ток, согласно правилу Ленца, создаёт магнитное поле, направленное против внешнего (индуцированное поле отрицательно по отношению к внешнему). Действие этого поля, уменьшающее орбитальный магнитный момент, выражается в явлении диамагнетизма.

**Диамагнетизм** (восприимчивость  $\chi < 0$ ) проявляется во всех веществах независимо от их состояния (газообразное, жидкое, твердое), но чаще всего диамагнитные явления перекрываются более сильным взаимодействием вещества с полем (парамагнитное или ферромагнитное). В однородном магнитном поле диамагнетик как бы «стремится» вытолкнуться из себя силовые линии магнитного поля (рис. 1а), а при помещении в неоднородное магнитное поле он выталкивается из него (рис. 2). Таким образом, при наложении магнитного поля намагниченность диамагнетика возрастает, но он намагничивается в направлении, противоположном направлению магнитного поля (рис. 3).

**Парамагнетизм** ( $\chi > 0$ ) присущ веществам в газообразном, жидком и твердом состояниях, имеющим нескомпенсированный магнитный момент атомов. При отсутствии внешнего поля магнитные моменты хаотически разориентированы ( $M = 0$ )\*, при наложении поля они ориентируются на его направление, парамагнетик приобретает намагниченность (см. рис. 3), и, как видно на рис. 1б, часть силовых линий как бы втягивается в парамагнетик. В неоднородном магнитном поле парамагнетик втягивается в область магнитного поля (см. рис. 2).

\*  $M$  – намагниченность, т. е. магнитный момент единицы объема вещества.

При комнатных температурах парамагнитные вещества невозможно довести до состояния насыщения, поскольку тепловое движение атомов разрушает ориентацию магнитных моментов на направление поля.

В качестве параметра магнитного анализа можно использовать парамагнитную восприимчивость. Если известны парамагнитные восприимчивости исходных фаз, то можно определить состав двухфазного сплава, поскольку парамагнитная восприимчивость является линейной функцией его состава [2]. Данный метод уже находит применение в практике фазового магнитного анализа [3–10].

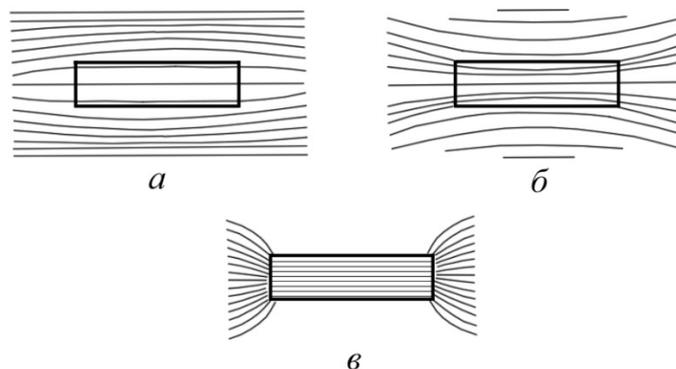


Рис. 1. Топография силовых линий магнитного поля в диамагнетике (а), парамагнетике (б) и ферромагнетике (в)

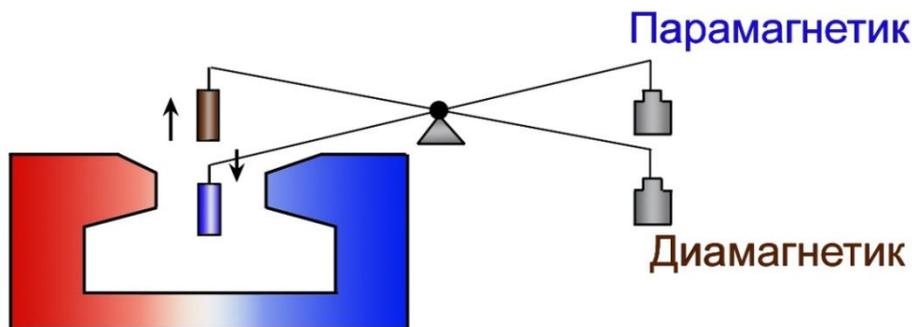


Рис. 2. Поведение диамагнетика и парамагнетика в неоднородном магнитном поле

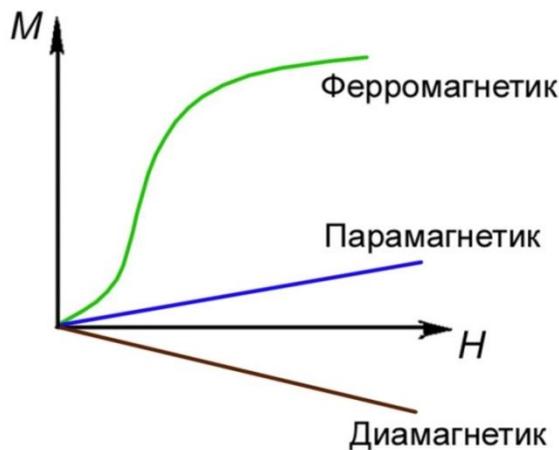


Рис. 3. Кривые намагничивания диамагнетика, парамагнетика и ферромагнетика

**Ферромагнитные вещества** ( $\chi \gg 0$ ), в отличие от диа- и парамагнетиков, обладают способностью намагничиваться до состояния магнитного насыщения в слабых магнитных полях (см. рис. 1в). Эта способность сохраняется у ферромагнетиков до определенной температуры, называемой температурой Кюри ( $T_c$ ). Температура Кюри у ферромагнетиков различна (кобальт – 1120 °С, железо – 768 °С, никель – 358 °С, гадолиний – 17 °С).

Достаточно сильное намагничивание (см. рис 3) ферромагнетиков в относительно слабых полях долгое время не могли объяснить. Вейс высказал гипотезу о существовании в ферромагнетике областей спонтанной (самопроизвольной) намагниченности, магнитные моменты которых ориентированы произвольным образом в размагниченном состоянии (ферромагнетик имеет  $M = 0$ ). При наложении магнитного поля магнитные моменты таких областей начинают ориентироваться в направлении поля, и ферромагнетик приобретает намагниченность, отличную от нуля. Магнитный момент ферромагнитных областей самопроизвольной намагниченности Вейс связал с существованием фиктивного внутреннего молекулярного поля. В 30-х годах прошлого столетия было установлено, что природа этого поля связана с особым видом электростатической энергии, называемой обменной энергией.

Таким образом, разделить вещества в простейшем случае можно по их магнитному моменту (восприимчивости). Однако наиболее широко магнитные методы используются для оценки содержания ферромагнитных фаз в исследуемых сплавах.

В практике магнитного структурного анализа структурно-чувствительные магнитные характеристики нашли широкое применение, об этом уже говорилось в работе [11]. Не менее широкое распространение получили магнитные структурно-нечувствительные характеристики при качественном и количественном определении фазового состава сталей и сплавов, при оценке изменений, происходящих в фазовом составе в результате различных термических или деформационных воздействий, при исследовании кинетики фазовых превращений, а также при определении концентрации магнитоупорядоченной фазы в высокодисперсных ферро- и ферримагнетиках, объема пор, неферромагнитных включений и других макроскопических дефектов в ферромагнитной матрице.

Использование методов магнитного фазового анализа иногда является предпочтительным, поскольку они обладают большей точностью, достаточной экспрессностью, бесконтактным съемом информации и позволяют получить правильные сведения о фазовых превращениях. Например, в деформированных железоникелевых сплавах вследствие дилатометрической аномалии [12, 13] магнитные методы имеют преимущество перед дилатометрическими.

## 2. Магнитные характеристики, используемые в фазовом магнитном анализе

Для фазового анализа могут быть использованы магнитные характеристики, величины которых определяются физическими свойствами фаз независимо от их структурного состояния. К числу магнитных параметров, пригодных для проведения анализа фазового состава сталей и сплавов, можно отнести естественную кристаллографическую анизотропию ( $K$ ), температуру Кюри ( $T_c$ ) и намагниченность насыщения ( $M_s$ ). Полезную информацию можно получить при проведении термомагнитного анализа, т. е. использования и сравнения зависимостей  $K=f(T)$  и  $M_s=f(T)$ .

Для получения достоверной информации при фазовом анализе необходимо знать, как влияют на выбранные физические параметры форма выделений, их дисперсность в ферромагнитной матрице и степень напряженного состояния исследуемой фазы. С точки зрения наименьшей чувствительности к форме, дисперсности и степени напряженности исследуемой фазы для фазового магнитного анализа наиболее приемлемыми являются такие магнитные параметры, как намагниченность насыщения и температура Кюри.

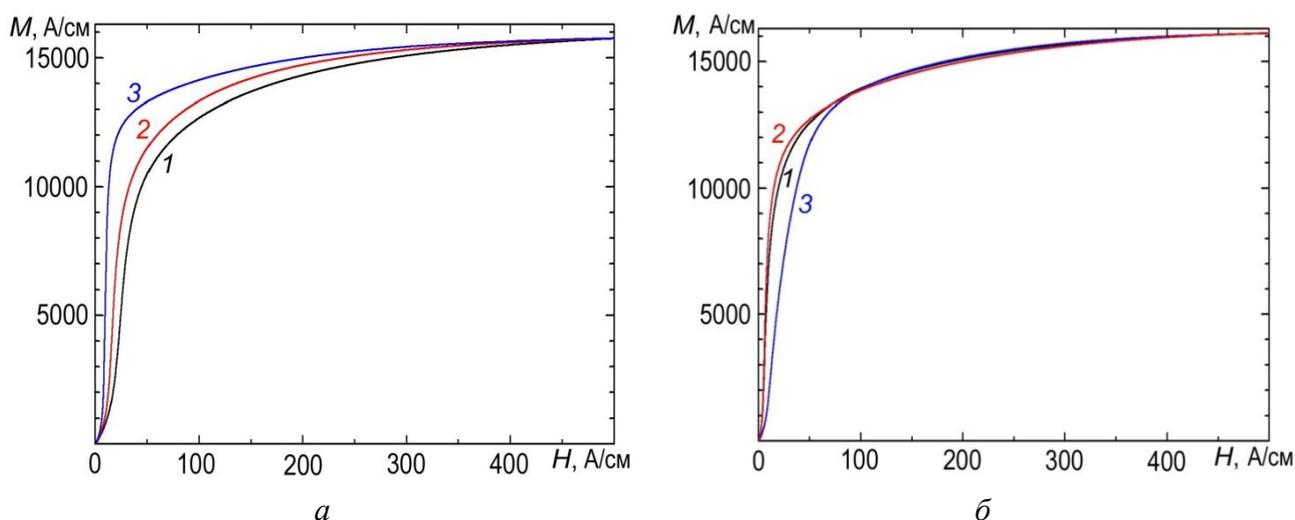


Рис. 4. Кривые намагничивания конструкционных сталей в разном структурном состоянии: *а* – термически обработанная сталь 30ХМА: 1 – закалка от 880 °С, 2 – отпуск при 250 °С, 3 – отпуск при 700 °С; *б* – деформированная одноосным растяжением трубная сталь контролируемой прокатки группы прочности К60: 1 – исходное состояние, 2 – деформация 0,06 % , 3 – 2 %

Рис. 4. иллюстрирует, что для одного и того же материала различная обработка приводит к различию кривых намагничивания. Однако в сильных магнитных полях, близких к магнитному насыщению, кривые практически совпадают (сливаются).

Теоретические и экспериментальные данные [2, 14] убедительно показывают, что упругие напряжения, форма и степень дисперсности неферромагнитной фазы при правильном выборе намагничивающего поля слабо влияют на намагниченность насыщения, а также на точку Кюри. Так, например, для железа и никеля при комнатной температуре изменение намагниченности насыщения под действием напряжений составляет 0,1–2 (А/МПа·см), а точка Кюри меняется на  $10^{-2}$ – $10^{-3}$  град/МПа. Существенные изменения  $M_s$  и  $T_c$  при наличии напряжений будут свидетельствовать о переходе ферромагнетика из области упругой деформации в пластическую, в результате чего и произошло это изменение.

Интересным методом качественного магнитного анализа является магнитно-металлографический метод [15, 16], сущность которого заключается в следующем. Ферромагнитная фаза, находящаяся в парамагнитной матрице, имеет магнитные поля рассеяния, вызванные существованием одно- или многодоменной структуры. При нанесении на тщательно отполированную поверхность металла магнитной суспензии, которая применяется для наблюдения доменной структуры [17], магнитные частички, находящиеся в суспензии во взвешенном состоянии под действием пондеромоторных сил, будут смещаться и оседать в местах наибольшего градиента магнитного поля, отмечая тем самым расположение ферромагнитных фаз в парамагнитной матрице. Первоначально данный метод был предложен для обнаружения  $\alpha$ -фазы в аустенитных сталях [15], а затем был использован для регистрации остаточного аустенита в инструментальных сталях [18]. Отмечено, что магнитно-металлографический метод целесообразно использовать (в сочетании с другими методами) для определения остаточного аустенита в многофазных сплавах.

### 3. Методы фазового магнитного анализа

При проведении фазового анализа используются разные методы; каждый основан на измерении конкретного физического параметра (иногда набора физических параметров), по изменению которого судят о фазовом составе и его изменениях. Достаточная простота и экс-

прессность магнитных методов фазового анализа по измеренным величинам намагниченности насыщения привела к широкому их распространению при исследованиях [19–36]. Чаще всего применяется три типа измерительных схем: индукционные (баллистические), пондеромоторные, магнитометрические. Для решения задач физического металловедения, связанных, например, с исследованием распада переохлажденного аустенита, больше подходят пондеромоторные и магнитометрические методы, которые позволяют проследить кинетику распада переохлажденного аустенита как в изотермических условиях, так и при непрерывном охлаждении с различными скоростями. Вопросы создания, модернизации и использования приборов такого типа для исследовательских целей достаточно хорошо освещены в литературе [20, 23–25, 27, 28, 30, 32, 34, 36].

Для количественного определения фазового состава сталей (например, остаточного аустенита), содержащих большой процент ферромагнитной составляющей, можно использовать метод регистрации магнитного потока индукционным способом. Наиболее распространенным в прошлом столетии был баллистический метод [19, 21, 29, 37].

Намагниченность (индукция) не является линейной функцией поля (рис. 5) и связана с ним известным соотношением  $M = \chi H$  ( $B = \mu_a H = \mu \mu_0 H$ ), где  $\mu_a = \mu \mu_0$  – абсолютная магнитная проницаемость. Индукция может быть определена по известной формуле:

$$B = \mu_0(H+M), \quad (1)$$

где  $M$  – намагниченность;  $H$  – напряженность внутреннего поля. Из приведенной формулы следует, что индукция в детали представляет сумму двух составляющих:  $H$  – определяемой внутренним полем  $H$  и  $M$  – намагниченностью, которая также зависит от  $H$ .

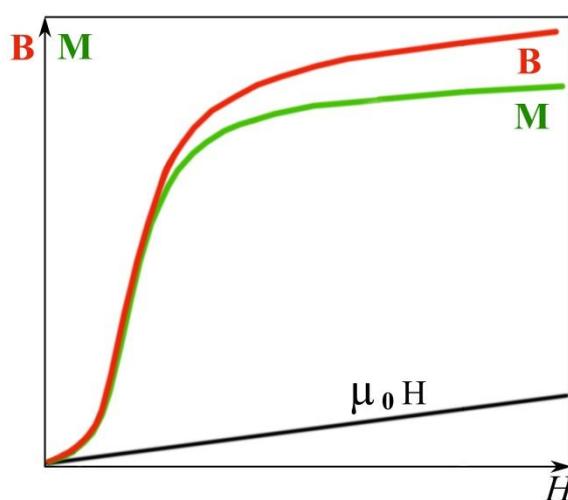


Рис. 5. Кривые намагничивания ( $M$ ), индукции ( $B$ ) в ферромагнетике и индукции в воздухе ( $\mu_0 H$ )

Измерив индукцию, из формулы (1) легко определить намагниченность.

В простейшем случае намагниченность насыщения можно измерить **индукционным методом**, коммутируя намагничивающий ток в электромагните, между полюсами которого размещен образец с измерительной обмоткой (рис. 6). Этот способ измерения  $M_s$  используется редко, поскольку при расчете величины  $M_s$  необходимо учитывать значение внутреннего поля в образце и величину магнитного потока в воздушном зазоре между поверхностью образца и измерительной катушкой.

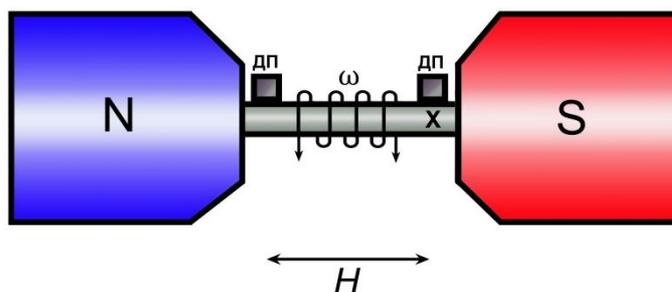


Рис. 6. Схема установки для измерения намагниченности насыщения методом переключения магнитного потока. ДП – датчик для измерения внутреннего поля;  $\omega$  – измерительная обмотка

Для повышения точности измерения за счет исключения влияния воздушного зазора при неполном прилегании измерительной катушки к образцу или контролируемому изделию используют *дифференциальный метод* измерения намагниченности насыщения. Два образца – стандартный (*st*) и исследуемый (*x*) – закрепляются между полюсами электромагнита (рис. 7).

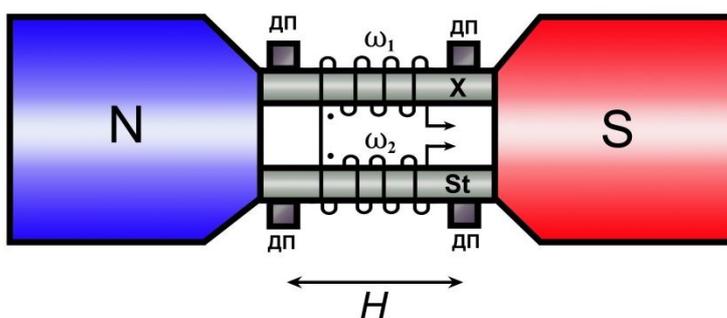


Рис. 7. Схема установки для измерения намагниченности насыщения дифференциальным методом [37]

Измерительные обмотки  $\omega_1$  и  $\omega_2$  этих образцов включаются встречно. При коммутировании тока в электромагните намагниченность насыщения будет определяться по следующей формуле:

$$M_{S_x} = \left( M_{S_{st}} \pm \frac{\alpha}{2\mu_0 \omega S_{st}} \right) \frac{S_{st}}{S_x} + \frac{H_{st} - H_x}{1}, \quad (2)$$

где  $\alpha$  – показания прибора, измеряющего магнитный поток;  $\omega_1 = \omega_2 = \omega$  – число витков в измерительных обмотках стандартного и исследуемого образцов, включенных последовательно встречно;  $S_{st}$  и  $S_x$  – площади сечения образцов;  $H_{st}$ ,  $H_x$  – внутренние магнитные поля стандартного и исследуемого образцов. Внутренние поля  $H_{st}$  и  $H_x$  измеряются с помощью накладных преобразователей, например датчиков Холла, катушек поля. Когда поле в плоскости, перпендикулярной оси полюсов электромагнита, достаточно однородное, а внутренние поля исследуемого и стандартного образцов различаются незначительно, то членом  $(H_{st} - H_x)$  можно пренебречь, и при условии, что  $S_{st} = S_x$ , формула (1) примет упрощенный вид:

$$M_{S_x} = M_{S_{st}} \pm \frac{\alpha}{2\mu_0 \omega S_x}, \quad (3)$$

При данном способе измерения требуется, чтобы длина образцов была строго одинаковой.

Другим распространенным способом измерения намагниченности насыщения является *метод Штеблейна*, когда учитывают изменение магнитного потока при удалении исследуемого образца из межполюсного пространства через отверстие в полюсах электромагнита (рис. 8). Чаще всего используют дифференциальную схему измерения. Стандартный и исследуемый образцы закрепляются встык в неферромагнитном держателе, который вставляется в отверстие, просверленное в полюсах электромагнита [19, 37]. Между полюсами электромагнита размещена измерительная катушка. Чаще всего используют не одну, а две измерительные катушки, намотанные на одном каркасе таким образом, что произведение  $\omega_1 S_1 = \omega_2 S_2 = \omega S$  для обеих катушек является величиной постоянной, а число витков в катушках различно. Катушки включаются так, чтобы индуцируемые в них токи были противоположного направления. Подобная конструкция позволяет уменьшить влияние колебаний тока в цепи электромагнита на результаты измерений.

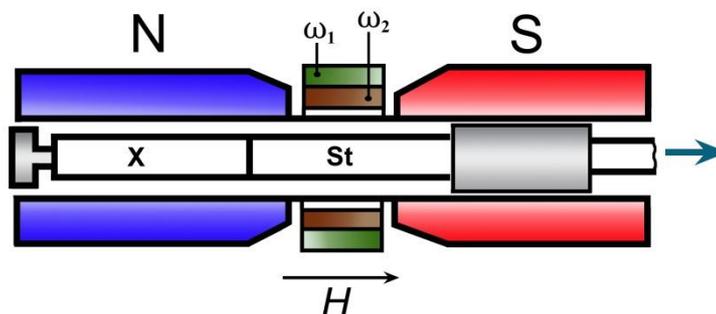


Рис. 8. Схема установки для измерения намагниченности насыщения по методу Штеблейна [19, 37]

Разность в намагниченностях насыщения стандартного и исследуемого образцов определяется по показаниям измерительного прибора при перемещении их в зазоре электромагнита. Намагниченность насыщения при этом вычисляется по формуле

$$M_{S_x} = \left( M_{S_{st}} \pm \frac{\alpha}{\mu_0(\omega_1 - \omega_2)S_{st}} \right) \frac{S_{st}}{S_x}, \quad (4)$$

где  $(\omega_1 - \omega_2)$  – разность витков в измерительных катушках. Знак минус в формулах (1) – (3) используется при расчетах в случаях, когда намагниченность насыщения стандартного образца больше намагниченности исследуемого образца. Намагниченность насыщения стандартного образца определяется абсолютным методом при перемещении его одного в поле электромагнита и вычисляется как

$$M_{S_{st}} = \frac{\alpha}{\mu_0(\omega_1 - \omega_2)S_{st}}. \quad (5)$$

Данный способ измерения намагниченности достаточно прост. При измерении с помощью баллистического гальванометра исключается необходимость использования гальванометра с большим периодом свободных колебаний, так как скорость изменения магнитного потока определяется не параметрами электромагнита, а скоростью перемещения стандартного и испытуемого образцов в измерительной катушке. Небольшие изменения магнитного поля в процессе измерения не влияют на полученные результаты, поскольку  $\omega_1 S_1 = \omega_2 S_2 = \text{const}$ . При достаточно большой разности витков  $(\omega_1 - \omega_2)$  можно проводить исследования, связанные с небольшими изменениями намагниченности, например в области парапроцесса.

При проведении фазового магнитного анализа необходимо, чтобы приложенное магнитное поле было достаточным для достижения состояния намагниченности насыщения всех

ферромагнитных фаз в исследуемом образце. Величина внутреннего магнитного поля  $H_i$ , необходимого для достижения намагниченности насыщения, будет зависеть от размагничивающего фактора образца, внутреннего размагничивающего фактора отдельных фаз и структурных составляющих стали и будет определяться следующим образом:

$$H_i = H_e - N_{\text{эф}}M, \quad (6)$$

где  $H_e$  – внешнее магнитное поле;  $M$  – намагниченность, соответствующая данному полю;  $N_{\text{эф}}$  – эффективный размагничивающий фактор образцов коэффициент размагничивания [38], который можно представить в виде

$$N_{\text{эф}} = N_0 + N_v + N_n, \quad (7)$$

где  $N_0$ ,  $N_v$ ,  $N_n$  – размагничивающий фактор, обусловленный, соответственно, геометрией образца, наличием выделений и других возмущений, приводящих к неоднородности распределения спонтанной намагниченности.

Например, при увеличении пористости в ферромагнитных материалах наблюдается затруднение процессов намагничивания, которые в области высоких магнитных полей протекают в основном за счет вращения векторов намагниченности  $M_s$  в направлении приложенного поля. Причиной затруднения процессов намагничивания является, по-видимому, отклонение векторов  $M_s$  от направления намагничивания вследствие действия на намагниченность локальных магнитных полей рассеяния вблизи пор (рис. 9).

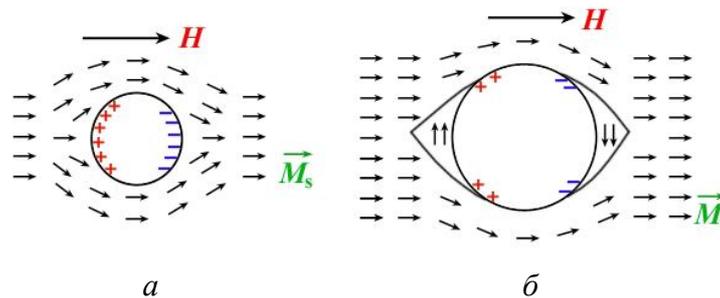


Рис. 9. Распределение векторов намагниченности  $M_s$  вблизи пор при условии  $d < \delta_c$  (а),  $d > \delta_c$  (б)

Характер распределения намагниченности вблизи пор в значительной степени будет зависеть от размеров включений, а также от соотношения диаметра включений  $d$  и толщины доменных стенок  $\delta_c$ . Если  $d < \delta_c$  (для железа  $\delta_c \approx 0,1$  мкм), то намагниченность вблизи пор распределяется так, как это показано на рис. 9 а. Такое распределение ее обусловлено действием мощных локальных полей рассеяния, возникающих при намагничивании пористого ферромагнетика (см. рис. 9 б). Оценки показывают [39], что в железе для поры в форме сферы размагничивающее поле может достигать максимальных значений  $H_p = 1/3 M_s \approx 5,7$  кА/см, а для поры в форме тонкой пластинки, намагничиваемой в направлении, перпендикулярном ее плоскости,  $H_p \approx 17$  кА/см.

Мощные магнитные поля рассеяния вызывают значительные отклонения векторов  $M_s$  от направления, определяемого осью легкого намагничивания кристалла, что затрудняет процессы намагничивания в высоких магнитных полях. Такое распределение намагниченности следует ожидать, например, вблизи слабомагнитных выделений карбидных частиц, образующихся при отпуске закаленных углеродистых сталей. Размер таких частиц не превышает обычно нескольких десятых или целых микрометров [40].

Если размер пор значительно превышает толщину доменных стенок  $d \gg \delta_c$ , то вблизи пор энергетически выгодным становится образование замыкающих доменов, как это схематически показано на рис. 9 б. Величина магнитных полей рассеяния около пор при этом снижается, зато появляются домены, магнитные моменты которых ориентированы в общем случае перпендикулярно направлению приложенного поля. В процессе намагничивания в сильных магнитных полях векторы намагниченности в замыкающих доменах поворачиваются в направлении приложенного поля, работая против энергии магнитостатической и кристаллографической анизотропии. Рассмотренное распределение намагниченности реализуется, по-видимому, вблизи пор спеченных сталей, размер которых обычно бывает порядка единиц-десятков микрометров.

В работе [41] экспериментально показаны возможные ошибки измерений намагниченности насыщения, когда не учитывается размагничивающий фактор формы образцов и используется магнитное поле недостаточной величины.

В ряде случаев необходимо экстраполировать значение намагниченности в области высоких магнитных полей на бесконечно большую напряженность магнитного поля и только по этим значениям определять намагниченность насыщения [42, 43]. Экстраполяция, как правило, производится на основе формул Фрелиха–Кенели [44]

$$\frac{H}{M} = \frac{a}{M_s} + \frac{1}{M_s} H \quad (8)$$

или Вейса [42]

$$M = M_s \left( 1 - \frac{a}{H} \right), \quad (9)$$

где  $a$  – некоторая постоянная данного материала;  $M$  – намагниченность при поле  $H$ .

При достаточно высоких магнитных полях кривая намагничивания может быть выражена аналитически (закон приближения к насыщению):

$$M = M_s \left( 1 - \frac{a_1}{H} - \frac{a_2}{H^2} \right) + M_p, \quad (10)$$

где  $M_s$  – намагниченность насыщения;  $M_p$  – намагниченность парапроцесса;  $a_1$   $a_2$  – константы, определяемые соответственно пластическими деформациями ферромагнетика [45] и энергиями кристаллографической анизотропии и упругих напряжений [45, 46].

Определение намагниченности насыщения путем экстраполяции на бесконечно большую напряженность магнитного поля сопряжено с определенными трудностями, поэтому часто экстраполяцией пренебрегают, что может привести к существенной погрешности при определении величины  $M_s$  и, соответственно, к неправильной трактовке полученных результатов. Так, например, результаты экспериментальных исследований [43] с применением сильных магнитных полей до  $7,2 \cdot 10^3$  А/см, выполненных на углеродистых (0,64 и 1,2 % С) и легированных сталях, показали, что намагниченность, измеренная в полях напряженностью 1200–3200 А/см, в зависимости от режима термообработки отличается (особенно в области температур отпуска 300 – 700 °С) от намагниченности насыщения, определенной путем экстраполяции на бесконечно большую напряженность магнитного поля.

Таким образом, при проведении фазового анализа необходимо прикладывать поле, достаточное для достижения намагниченности насыщения всех фаз, присутствующих в сплаве. В противном случае намагниченность будет зависеть от магнитной предыстории образца, величины внутренних напряжений, формы, размеров и распределения фаз в матрице, степени магнитного взаимодействия фаз между собой, т. е. намагниченность не будет однозначной функцией фазового состава, как это имеет место при полях, достаточных для дости-

жения насыщения. Все изложенные замечания по выбору намагничивающего поля при количественном фазовом магнитном анализе следует помнить при конструировании соответствующей аппаратуры.

#### 4. Качественный и количественный фазовый анализ простых углеродистых и низколегированных сталей

Температура Кюри – одна из важных магнитных характеристик, зависящих от химического и фазового состава ферромагнитных материалов. Температура, при которой происходит переход от магнитного порядка к магнитному беспорядку, не сопровождается ни химическими изменениями, ни изменениями в кристаллической структуре вещества и относится к фазовым переходам II рода. Температура Кюри, являясь устойчивой физической характеристикой вещества, меняется при изменении химического и фазового составов. Наличие в сплавах двух и более ферромагнитных фаз может быть зарегистрировано путем измерения температуры Кюри каждой из них. Метод оценки ферромагнитных фаз в сталях и сплавах по регистрации температуры Кюри нашел широкое применение. Однако при практическом использовании могут возникнуть определенные трудности [47]:

- 1) возможны случаи, когда различные фазы будут иметь близкие температуры Кюри;
- 2) при нагревании образцов могут произойти необратимые химические изменения;
- 3) по температуре Кюри нельзя судить об объемном количестве ферромагнитных фаз;
- 4) в ферромагнетике могут присутствовать две или более ферромагнитные фазы, сильно различающиеся по намагниченности насыщения; в таких случаях на термомагнитной кривой может быть зарегистрирована только одна ферромагнитная фаза с большим значением  $M_s$ , несмотря на количественное преобладание фазы с меньшим значением  $M_s$ ;
- 5) колебание содержания углерода и легирующих элементов в сталях и сплавах может привести к образованию некоторой области точек Кюри.

Для получения полной информации о количестве ферромагнитных фаз и их объемном соотношении чаще всего используют магнитограммы – зависимость намагниченности насыщения от температуры. Простейшей является магнитограмма однофазного ферромагнетика и двухфазных сталей, содержащих ферромагнитную и неферромагнитную фазы [19]. Стали, содержащие две ферромагнитные фазы, имеют две точки Кюри, характеризующие каждую из фаз, а намагниченность стали определяется суммой намагниченностей фаз пропорционально их количеству. На рис. 10 приведена магнитограмма двухфазного ферромагнетика.

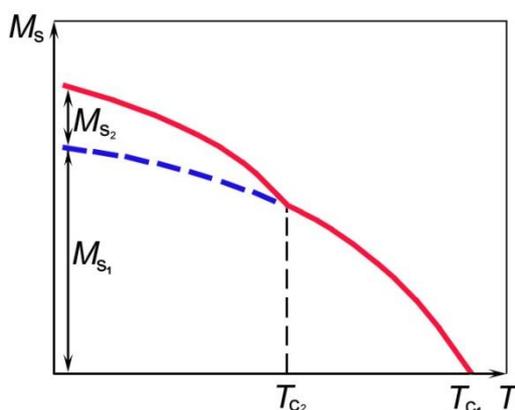


Рис.10. Температурная зависимость намагниченности насыщения двухфазного ферромагнетика

Анализируя кривые зависимости  $M_s$  от  $T$ , можно определить количество ферромагнитных фаз в сплаве, температуру Кюри каждой из них и, если имеется достаточно сведений о магнитных свойствах отдельных фаз, количество каждой фазы в стали или сплаве. Напри-

мер, предполагая существование различных модификаций карбидов в высокоуглеродистой стали, автор работ [48, 49, 50] идентифицировал характерные точки изломов на магнитограммах стали У12 (рис. 11), отпущенной при 200 °С в течение 50 ч [51], как точки Кюри трех ферромагнитных фаз. Температуру 210 °С связывают с точкой Кюри цементита, 265 °С –  $\chi$ -карбида, 380 °С –  $\epsilon$ -карбида. Используя магнитограммы подобного типа (рис. 11), можно проводить количественный анализ, например, определить намагниченность насыщения цементита, если известна намагниченность насыщения  $\alpha$ -железа.

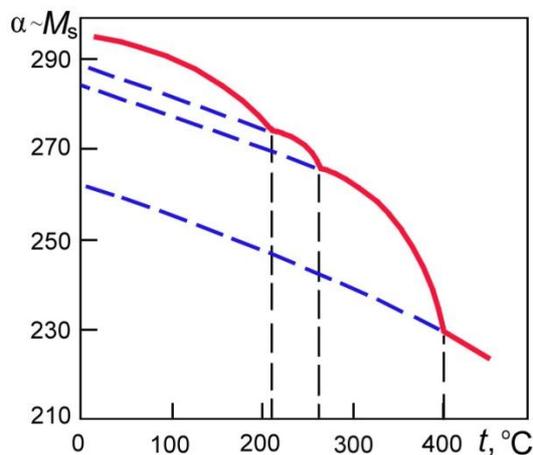


Рис.11. Магнитограмма стали У12 [51]

Зная  $M_s$  и удельную намагниченность  $\sigma_s$ , т. е. магнитный момент единицы массы вещества, можно определить плотность магнитных фаз, входящих в состав стали (сплава), без их выделения:

$$\gamma = M_s / \sigma_s . \quad (11)$$

Физической предпосылкой возможности проведения количественного фазового магнитного анализа по намагниченности насыщения является выполнение закона аддитивности  $M_s$  для гетерогенных систем, т. е. намагниченность насыщения стали (сплава) складывается из намагниченности отдельных фаз гетерогенной системы. Зная объемный процент каждой фазы и ее намагниченность, закон аддитивности намагниченности насыщения можно выразить следующим образом [50, 51]:

$$M_s = \sum_i \frac{P_i}{100} (M_s)_i, \quad (12)$$

где  $P_i$  – объемный процент  $i$ -й фазы;  $(M_s)_i$  – намагниченность насыщения  $i$ -й фазы.

В свою очередь,

$$\sum P_i = 100 . \quad (13)$$

В ферромагнитных материалах помимо ферромагнитных присутствуют диа- и парамагнитные фазы. Однако в практических расчетах величина намагниченности этих фаз не учитывается, поскольку их вклад очень мал и не превышает 2–3 %, по данным [51]. Для расчета количества неферромагнитной фазы в сталях используют выражения (12) и (13). В (12) учитывается намагниченность насыщения только ферромагнитных фаз, а в выражении (13) учитываются объемы всех фаз, присутствующих в стали (как ферромагнитные, так и неферромагнитные). Закон аддитивности неоднократно [51] проверялся различными исследовате-

лями на различных многофазных ферромагнитных системах. Он оказался справедлив как при комнатной температуре, так и при температурах, отличных от комнатной, только в последнем случае при его записи следует учитывать характер изменения намагниченности насыщения каждой фазы от температуры.

Структурно-нечувствительные магнитные свойства могут использоваться для качественного, а иногда для количественного анализа химического состава бинарных сплавов, поскольку для них чаще всего характерна линейная зависимость намагниченности насыщения от состава. Рис. 12 иллюстрирует изменение намагниченности насыщения в зависимости от состава для ряда разбавленных твердых растворов. Благодаря высокой точности измерения намагниченности насыщения дифференциальным методом эти методы в ряде случаев являются предпочтительными перед другими, например рентгенографическими.

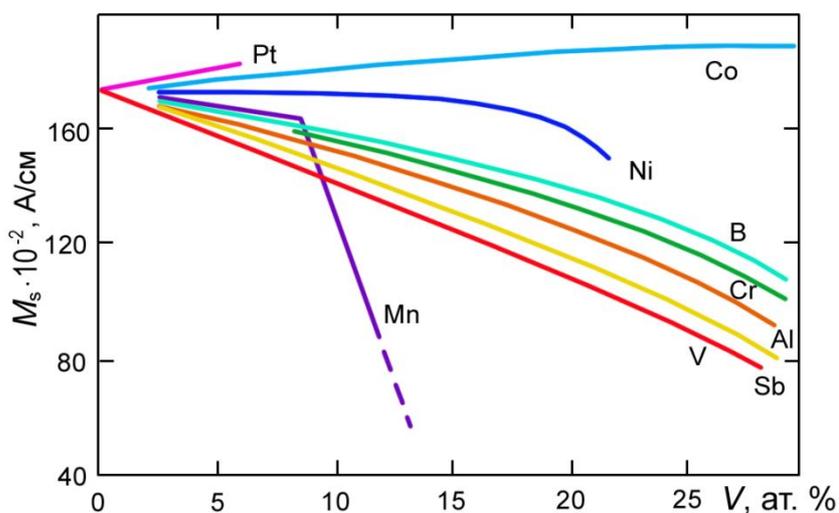


Рис. 12. Зависимость намагниченности насыщения железа от содержания примесей [45]

## 5. Выбор стандартного образца при определении количества остаточного аустенита

Фазовый магнитный анализ нашел широкое распространение при определении количества остаточного аустенита в сталях. Метод измерения количества остаточного аустенита является относительным. Намагниченность насыщения исследуемого образца сравнивается с намагниченностью насыщения стандартного образца. Выбор стандартного образца играет важную роль в точности определения количества остаточного аустенита магнитными методами. В [27, 42, 51–54] подробно рассматриваются вопросы выбора и аттестации стандартных образцов. Кратко остановимся на некоторых из них.

Наиболее простой является система, содержащая только одну парамагнитную фазу. Примером такой системы может служить широкий класс закаленных углеродистых сталей и некоторые легированные стали, в которых при нагреве под закалку практически все карбиды растворяются. Для сталей такого типа в качестве стандартного образца желательно использовать образец с полностью (100 %) мартенситной структурой. Согласно уравнениям (12) и (13), для этого случая можно записать

$$M_s = \frac{P_M}{100} M_{SM} ; \quad (14)$$

$$P_a + P_M = 100, \quad (15)$$

где  $M_S$  и  $M_{SM}$  – намагниченность насыщения исследуемого закаленного образца и его мартенситной фазы;  $P_M$  и  $P_a$  – объемные проценты мартенсита и остаточного аустенита в образце. Из (14) и (15) следует

$$P_a = 100 - P_M = 100 - \frac{M_S \cdot 100}{M_{SM}} = 100 \left( 1 - \frac{M_S}{M_{SM}} \right). \quad (16)$$

При вычислении процентного количества остаточного аустенита сравниваются намагниченности насыщения исследуемого образца, содержащего мартенсит и остаточный аустенит, и образцы со 100 %-й мартенситной структурой. Однако получить образец со 100 %-й мартенситной структурой практически невозможно. Поэтому приходится подбирать стандартный образец, который по своему структурному состоянию и химическому составу адекватен образцу со 100 %-й мартенситной структурой, т. е.  $M_S = M_{SM}$ . Точность определения количества остаточного аустенита в этом случае будет зависеть от того, насколько близок к 100 %-й мартенситной структуре стандартный образец. Для этих целей используют обработку холодом, но даже при таком виде обработки в средне- и высокоуглеродистых сталях сохраняется до 4–6 % остаточного аустенита [51, 55], поэтому его присутствие, без точного определения количества другими методами, будет вносить погрешность в определение количества остаточного аустенита. В тех случаях, когда количество остаточного аустенита в исследуемой стали мало, погрешность его определения при использовании данного стандартного образца наиболее велика и при расчетах возможно получение отрицательного значения остаточного аустенита.

Предпринималась попытка рассчитать намагниченность насыщения мартенситной фазы с учетом количества углерода в пересыщенном твердом растворе [51, 55–58]. В [51] предложена формула для вычисления намагниченности насыщения мартенсита:

$$M_{SM} = 17200 - 740q \text{ для } q \leq 1,2 \%C, \quad (17)$$

где  $q$  – процент углерода в стали по массе. Результаты определения количества остаточного аустенита в простых углеродистых сталях с содержанием углерода от 0,4 до 1,2 % магнитными методами, вычисленные с использованием формулы (17), неплохо согласуются с экспериментальными данными оценки количества остаточного аустенита посредством прецизионной рентгеновской методики.

Для низкоуглеродистых и слаболегированных сталей в качестве стандартного образца можно использовать армко-железо, так как небольшое различие в содержании углерода и легирующих элементов в стандартном и исследуемом образцах мало сказывается на величине намагниченности насыщения сталей этого класса. Для углеродистых и высоколегированных сталей подобный стандартный образец обычно не применяется, потому что углерод, хром, марганец, кремний, ванадий при растворении в  $\alpha$ -Fe значительно снижают намагниченность насыщения [51, 55, 58]. В этой связи нельзя предположить, что  $(M_{sf})_{st} = M_{SM}$ . Таким образом, в материалах, для которых допустимо приближение  $(M_{sf})_{st} = M_{SM}$  при вычислении количества остаточного аустенита, можно использовать формулу

$$P_a = \left( 1 - \frac{M_S}{(M_{sf})_{st}} \right) \cdot 100. \quad (18)$$

Более точно количество остаточного аустенита можно определить, если брать ферритный стандартный образец, содержащий то же количество легирующих элементов, что и мартенсит закалки испытуемого образца. При одинаковом содержании легирующих элементов на величине намагниченности насыщения испытуемого образца дополнительно будет сказываться влияние различия углерода в стандартном образце, и чем ниже содержание углерода в испытуемой стали, тем выше точность определения количества остаточного аусте-

нита. Величину намагниченности насыщения ферритного стандартного образца, легированного одним элементом, можно рассчитать на основании существующих литературных данных о влиянии этого элемента на намагниченность насыщения.

При использовании ферритного стандартного образца для проведения фазового магнитного анализа в легированных сталях или в сталях, содержащих карбидную фазу, расчеты могут показать существование остаточного аустенита, в то время как его в стали нет, а снижение намагниченности произошло вследствие легирования твердого раствора или наличия карбидной фазы.

В практике фазового магнитного анализа для исключения влияния остаточного аустенита часто в качестве стандартного образца используют образцы той же марки стали, закаленные на структуру мартенсита и отпущенные при высокой температуре. В результате образования карбидов при отпуске намагниченность насыщения стандартного образца будет снижаться, поэтому точность определения количества остаточного аустенита в исследуемой стали будет зависеть от объема карбидной фазы и ее намагниченности в стандартном образце.

При выборе стандартного образца для систем с двумя и большим числом парамагнитных фаз возникают еще большие трудности. Возможные пути решения этой проблемы изложены в работах [51, 59]. В высокоуглеродистых и высоколегированных инструментальных сталях после закалки кроме мартенсита и остаточного аустенита присутствуют карбиды (в зависимости от степени легирования) – либо ферромагнитные, либо парамагнитные. При определении количества остаточного аустенита следует учесть объем карбидной фазы и величину намагниченности насыщения карбидов, если карбидная фаза ферромагнитная. Если карбиды парамагнитные, то намагниченность насыщения закаленного образца будет определяться выражением (14), а соотношение объемных процентов фаз

$$P_m + P_a + P_k = 100, \quad (19)$$

где  $P_k$  – объемный процент всех парамагнитных карбидов. Аналогично уравнению (16) запишем

$$P_a + P_k = 100 - P_m = \frac{(M_{sm})_{st} - M_s}{(M_{sm})_{st}} \cdot 100. \quad (20)$$

Определить точное количество остаточного аустенита только магнитными методами невозможно. Для аттестации стандартных образцов необходимо привлекать другие методы. Для расчета остаточного аустенита с помощью формулы (20) необходимо использовать стандартный образец со 100 %-ой мартенситной структурой или найти объем карбидной фазы в стандартном образце другим способом. Точность определения аустенита в значительной степени обусловлена точностью метода карбидного анализа. Обычно расчет аустенита в стали ведется методом последовательных приближений [51]. В [59] для легированных и заэвтектоидных сталей предлагается следующее выражение для расчета количества аустенита при условии, что присутствующие в стандартном и испытуемом образцах карбиды парамагнитны:

$$P_a = \frac{M_{s\alpha}(100 - k_1 - x + k_2)}{M_{s\alpha}(100 - k_1)} \cdot 100, \quad (21)$$

где  $M_{s\alpha}$  – намагниченность насыщения, условно отнесенная к 1 % (объемному)  $\alpha$ -фазы;  $M_{s\alpha} \cdot 100\% = (M_{s\alpha})_{st}$  – намагниченность насыщения стандартного образца;  $M_{s\alpha} \cdot x = M_{sx}$  – намагниченность насыщения исследуемого образца;  $k_1, k_2$  – количество карбидов в стандартном и исследуемом образцах соответственно.

Поскольку намагниченность насыщения стандартного образца зависит от содержания в твердом растворе углерода и легирующих элементов, при определении аустенита в сталях этого класса необходимо соблюдать следующие условия [59].

1. Стандартный и исследуемый образцы должны иметь одинаковое количество карбидов и концентрацию углерода и легирующих элементов в твердом растворе. Для снижения количества остаточного аустенита в стандартном образце (эта величина в расчетную формулу (21) не входит) его подвергают обработке холодом. Это допустимо для сталей с высокой температурой начала мартенситного превращения, когда обработка холодом обеспечивает почти полное превращение аустенита. Кроме того, стандартный и исследуемый образцы должны иметь полную прокаливаемость.

2. Если первое условие не может быть выполнено, то можно учитывать снижение намагниченности насыщения в зависимости от содержания углерода и легирующих элементов стали в соответствии с имеющимися литературными данными о влиянии углерода, вольфрама, хрома, кремния и других легирующих элементов на намагниченность насыщения. Количество карбидов определяется с помощью карбидного анализа.

Кратко рассмотрев методы определения намагниченности насыщения систем с двумя парамагнитными фазами, видим, что задача эта не простая, но она еще более усложняется, если помимо парамагнитных карбидов в стали присутствуют и ферромагнитные карбиды. При достаточной идентичности ферромагнитных фаз и в предположении, что содержание карбидной фазы в стандартном и исследуемом образцах одинаковое, вычисление количества остаточного аустенита в сталях может осуществляться по приближенной формуле, степень приближения которой будет в основном определяться различием объема карбидных фаз стандартного и исследуемого образцов [60]:

$$P_a = \frac{M_{sst} - M_{sx}}{M_{sst}} (100 - k_{st}), \quad (22)$$

где  $k_{st}$  – содержание карбидной фазы в стандартном образце.

## 6. Методы определения количества остаточного аустенита в ферромагнитных промышленных деталях

Рассмотренные методы измерения намагниченности насыщения и способы определения количества остаточного аустенита используются в основном только в лабораторных условиях. Для решения промышленных задач неразрушающего определения количества остаточного аустенита и пористости в деталях и изделиях используют приборы и установки другого типа.

Наиболее широкое распространение для целей промышленного контроля получил дифференциальный магнитный прибор [61 – 65], намагничивающее устройство которого представляет собой Н-образное симметричное ярмо электромагнита (рис. 13) из магнитно-мягкой стали [61, 64, 66, 67].

Намагничивающие обмотки ( $\omega_1$ – $\omega_4$ ) обеих половин ярма включены последовательно встречно, что позволяет создавать при намагничивании магнитный поток одного направления. Магнитное поле в таком намагничивающем устройстве достигает 400 А/см [64]. В перемычке Н-образного ярма разностные магнитные потоки регистрируются специальным преобразователем. В первых конструкциях это была подвижная рамка с током [61, 64], используемая в аналогичных конструкциях магнитоэлектрических измерительных приборов.

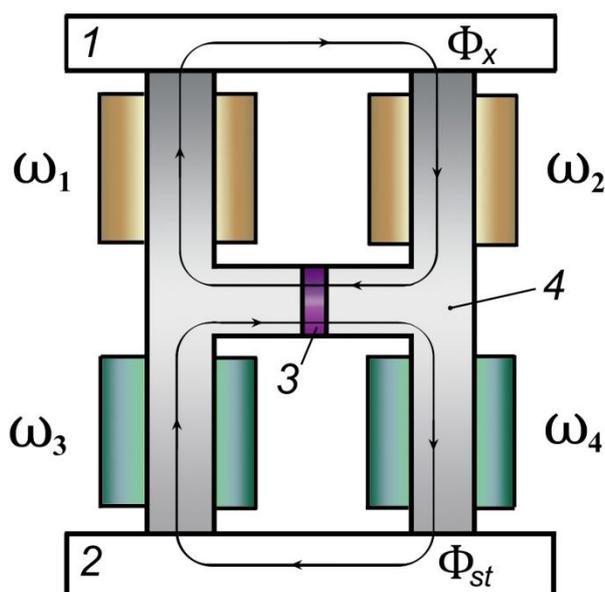


Рис. 13. Схематическое изображение электромагнита с регистратором магнитного потока для дифференциальных измерений намагниченности насыщения:  
1 – контролируемое изделие; 2 – стандартный образец (магнитный эквивалент);  
3 – преобразователь, регистрирующий разность магнитных потоков;  
4 – магнитопровод (магнитное ярмо)

Разность намагниченностей  $\Delta M_s$  испытуемой и стандартной деталей определяют по отклонению рамки с током, вмонтированной в перемычке Н-образного ярма электромагнита. Величину тока в рамке поддерживают постоянной. При одинаковых геометрических размерах и структурном состоянии контролируемого изделия и стандартного образца, а также при абсолютной симметрии обеих половин ярма и отсутствии значительных различий в потоках рассеяния в местах соприкосновения изделий с полюсами электромагнита, магнитные потоки  $\Phi_x$  и  $\Phi_{st}$  должны быть одинаковыми, а показания прибора при этом равны нулю. Во всех остальных случаях отклонения в одну или другую сторону будут соответствовать большему или меньшему содержанию аустенита в испытуемом изделии по отношению к стандартному образцу.

Данная методика определения количества остаточного аустенита в подшипниковой стали ШХ15 справедлива при условии, что содержание других структурных составляющих, например карбидов, не очень изменяется от детали к детали, т. е. можно допустить, что присутствие карбидов вносит только систематическую погрешность в определении намагниченности насыщения. Многолетняя эксплуатация дифференциальных приборов на подшипниковых заводах страны позволяет заключить, что точность определения количества остаточного аустенита достаточно хорошая. Дифференциальный магнитный прибор также используется при контроле количества остаточного аустенита в рабочих валках холодной прокатки [68].

В качестве стандартного образца для определения количества остаточного аустенита, например в стали ШХ15 [64], было взято изделие, подвергнутое закалке и последующей обработке холодом при  $-70\text{ }^\circ\text{C}$ . Градуировку дифференциального прибора производят обычно по изделиям, прошедшим различную термическую обработку и имеющим различное количество остаточного аустенита. Градуировка заключается в определении взаимосвязи между разницей в содержании остаточного аустенита в изделиях и показаниями дифференциального магнитного прибора [64].

Использование дифференциального магнитного прибора для определения в сталях небольших количеств остаточного аустенита требует более строгой аттестации стандартного

образца (лучше всего использовать другие методики определения количества остаточного аустенита в стандартном образце).

В настоящее время используется дифференциальный магнитный прибор [69], основное отличие которого заключается в том, что в среднюю часть ярма встроена не подвижная рамка, а феррозонд. Кроме того, в приборе в качестве стандартного образца допускается использование не самой детали, а ее «магнитного эквивалента» [70, 71]. Чаще всего магнитный эквивалент подбирается из той же стали, что и контролируемое изделие. Выбор стандартного образца или магнитного эквивалента должен осуществляться в соответствии с требованиями, изложенными выше.

В приборах последних конструкций предусмотрено измерение двух и более магнитных характеристик; так, одновременное измерение намагниченности насыщения и коэрцитивной силы на закаленных изделиях из заэвтектидных (подшипниковых) сталей позволяет судить не только о количестве остаточного аустенита в стали, но и о степени недогрева или перегрева при закалке. Например, в дифференциальных измерителях магнитных характеристик [72] предусмотрено измерение трех магнитных характеристик:  $B_s$ ,  $B_r$ ,  $H_c$  – в полуавтоматическом режиме по заданной программе контроля. Прибор дает возможность осуществления от 1 до 8 циклов магнитной подготовки.

Для определения количества остаточного аустенита в рабочих валках холодной прокатки в ЦНИИТМАШе разработан специальный прибор [73]. В качестве намагничивающего устройства используют переносный электромагнит специальной конструкции, с помощью которого замыкают испытуемый участок вала. В намагничивающую обмотку подается мощный импульс тока, получаемый разрядом конденсаторов большой емкости. Выделяемая мощность в импульсе 10 кВт.

Импульс магнитного потока в сердечнике электромагнита создает в индукционной обмотке импульс ЭДС индукции, который фиксируется при помощи измерительного устройства. Предусмотрено размагничивание участка изделия, на котором производили измерение. Прибор градуируется по валкам с известным количеством остаточного аустенита и может быть использован при определении количества остаточного аустенита. Использование импульсного намагничивания ограничивает зону контроля глубиной проникновения импульсного поля в металл.

В литературе [20, 26, 31, 74] описаны различные схемы электроиндуктивного определения остаточного аустенита. Погрешность этих методов относительно велика, поскольку помимо чувствительности к фазовому составу они чувствительны и к структурному состоянию стали. Однако при небольших колебаниях структурного состояния данные методы в силу своей экспрессности широко распространены при оценке содержания остаточного аустенита в инструментальных сталях, особенно в концевом режущем инструменте [74].

В сталях с большим количеством остаточного аустенита для определения его количества успешно используются приборы пондеромоторного типа, основанные на измерении силы отрыва постоянного магнита от испытуемого изделия [33, 75]. Широко распространено в практике фазового магнитного анализа определение небольших количеств ферромагнитной фазы в неферромагнитной матрице, например количества  $\alpha$ -фазы в сталях аустенитного класса. Для этих целей также могут быть использованы методы регистрации намагниченности в очень сильных магнитных полях, электроиндуктивные, пондеромоторные методы, а также феррозондовые  $\alpha$ -фазометры [44, 76–78].

## 7. Методы выявления ферромагнитных компонентов в неферромагнитной матрице

В современном энергетическом и химическом машиностроении, в ракетной технике и самолетостроении применяются парамагнитные сплавы, в которых в процессе отклонений от технологий производства или эксплуатации могут появляться ферромагнитные компоненты (фазы). Выявить их по измерению намагниченности насыщения довольно затруднительно в

силу небольшого относительного объема. Для изучения механизмов зарождения этих фаз используют более чувствительные магнитные методики, включающие измерение магнитной восприимчивости (проницаемости), например с помощью магнитных весов.

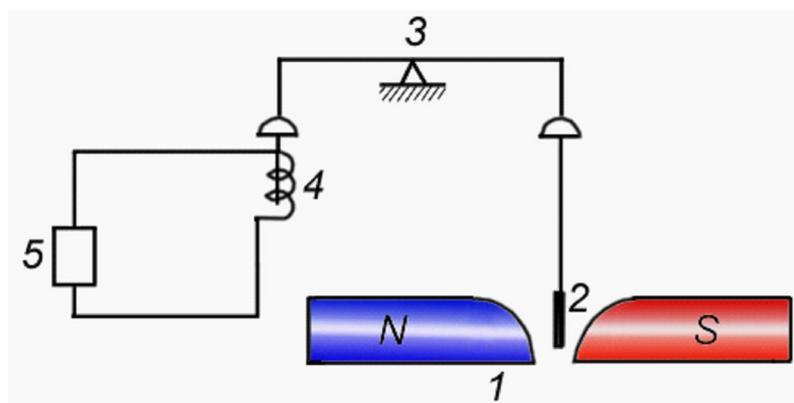


Рис. 14. Схема установки для измерения магнитной восприимчивости:  
1 – электромагнит; 2 – образец; 3 – опора весов; 4 – катушка с сердечником;  
5 – измерительное устройство уравнивания весов

На рис. 14 представлена схема установки для измерения магнитной восприимчивости. Образец 2, закрепленный к одному из коромысел весов 3, размещен в межполюсном пространстве электромагнита 1 с неоднородным полем. Градиент магнитного поля  $dH/dx$  создается за счет специальной конструкции полюсов электромагнита. Под действием этого поля парамагнитный образец 2 объёмом  $v$  втягивается (диамагнитный выталкивается) в межполюсное пространство. Сила ( $F$ ), действующая на образец, компенсируется пондеромоторной силой взаимодействия сердечника с магнитным полем катушки 4. Проградуировав соответствующим образом установку, можно по величине тока в компенсирующей катушке 5 оценить величину магнитной восприимчивости в соответствии с формулой

$$F = \chi V H \frac{dH}{dx}. \quad (23)$$

Этот метод позволяет выявлять образование небольших количеств ферромагнитных фаз в неферромагнитных материалах, например  $\alpha$ -фазы в аустенитных сплавах, или изменений в распределении карбидов в аустенитном зерне. Основными структурными составляющими аустенитных сталей являются аустенит и карбиды. Однако аустенит сталей типа 10X18H9T и 08X18H10T метастабилен. В зависимости от условий термической обработки, старения и легирования в структуре может появиться  $\delta$ -фаза, возникающая вокруг карбидов хрома и титана при обеднении окружающего твердого раствора углеродом и легирующими элементами. В свою очередь структурное состояние сталей (количество  $\alpha$ -фазы, характер её распределения, а также наличие  $\delta$ -феррита) определяет склонность стали к межкристаллитной коррозии. Исследование полевых зависимостей восприимчивости на заготовках труб (рис. 15) с различным распределением карбидов (1 – образец с неоднородным распределением карбидов по телу зерна аустенита, 2 – с карбидной сеткой по границам зерен) показали, что по измерению  $\chi$  можно разделить стали с различной структурой (распределением карбидной фазы). Высокие значения  $\chi$  для образца, имеющего структуру в виде россыпи карбидов по телу зерна, объясняются тем, что кроме  $\alpha$ -фазы в этом образце присутствует  $\delta$ -феррит. Поскольку он может способствовать образованию хрупкой  $\sigma$ -фазы, снижающей коррозионную стойкость стали, то выявление этого вида брака стали – актуальная проблема.

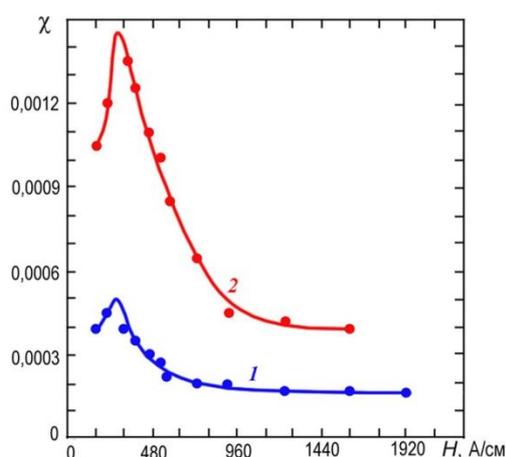


Рис. 15. Полевые зависимости магнитной восприимчивости заготовок труб из стали 10X18H9T с различным распределением карбидов. 1 – образец с неоднородным распределением карбидов по телу зерна аустенита; 2 – с карбидной сеткой по границам зерен [84]

На рис. 16 представлены результаты измерений  $\chi$  на готовых трубах стали 08X18H10T двух партий. Из данных рисунка следует, что можно отделить трубы, прошедшие испытания на межкристаллитную коррозию, от бракованных труб, для которых характерны высокие значения магнитной восприимчивости.

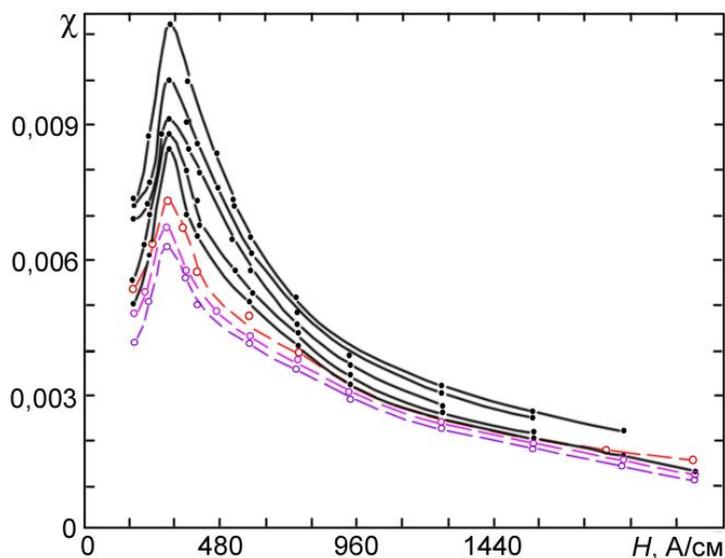


Рис. 16. Полевые зависимости магнитной восприимчивости образцов от готовых труб из стали 08X18H10T, годных и бракованных по межкристаллитной коррозии.

*Черные линии* – брак по межкристаллитной коррозии, *цветные линии* – годные

Пластическая деформация нержавеющей аустенитных сталей приводит к изменению их фазового состава вследствие протекания мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Возникающая при этом  $\alpha'$ -фаза (мартенсит деформации) оказывает существенное влияние на механические свойства сталей, поэтому данные об образовании мартенсита деформации важны для выбора режима термической обработки изделий.

На рис. 17 приведены температурные зависимости образцов стали 08X18H10T с различной степенью деформации. С увеличением степени деформации растут значения  $\chi$ , однако для всех образцов точка Кюри соответствует интервалу 640 – 650 °С, что указывает на

наличие в образцах  $\alpha$ -фазы. Термомагнитный анализ деформированных образцов свидетельствует о частичном превращении метастабильного аустенита в мартенсит, количество которого растет с увеличением деформации. Таким образом, между величиной магнитной восприимчивости и количеством  $\alpha$ -фазы существует определенная взаимосвязь (рис. 18), наличие которой позволяет использовать магнитные  $\alpha$ -фазометры для определения количества мартенсита деформации [84].

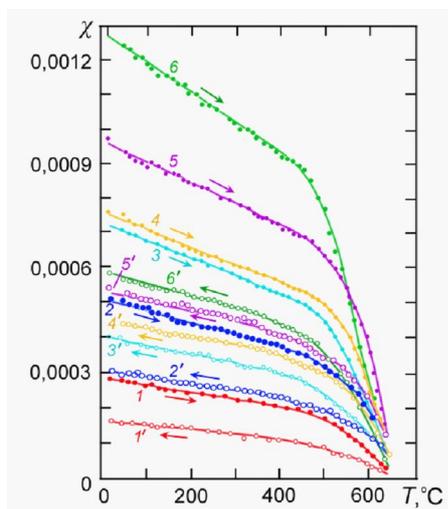


Рис. 17. Термомагнитные кривые деформированных образцов стали 08X18H10T: 1 – относительное удлинение 5 %; 2 – 20 %; 3 – 25 %; 4 – 31 %; 5 – 41 %; 6 – 43%

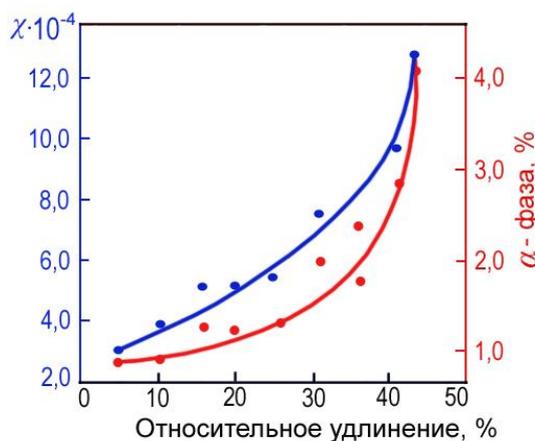


Рис. 18. Зависимость магнитной восприимчивости (синий цвет) и количества  $\alpha$ -фазы в стали 08X18H10T (красный) от относительного удлинения

## 8. Контроль качества изделий из спеченных порошковых сталей

Наибольший объем конструкционных углеродистых порошковых сталей используется при изготовлении средненагруженных изделий, которые чаще всего получают путем спекания пресовок из смеси порошков исходных компонентов. Для повышения прочностных характеристик спеченные изделия иногда подвергают дополнительной термической обработке – закалке и отпуску. Структурное состояние и, следовательно, прочностные характеристики порошковых сталей отличаются от таковых в компактных сталях аналогичного химического состава, изготовленных по традиционным технологиям (литье, прокатка).

Прежде всего порошковые стали имеют остаточную пористость, которая в зависимости от требований технических условий может находиться в пределах от 3 % для высоко-

нагруженных до 30 % для малонагруженных (например пористые подшипники скольжения) изделий. Пористость оказывает существенное влияние на прочностные и физические свойства изделий, а также на процессы их термической обработки. Так, при закалке стали появление пористости сопровождается уменьшением температуры критических точек  $A_{C1}$  и  $A_{C3}$ , увеличением температуры начала мартенситного превращения, снижением теплопроводности, повышением вероятности образования локальных паровых рубашек. Всё это в результате и приводит к значительному разбросу значений твердости закаленных изделий. Оптимальной термической обработкой для средненагруженных изделий из порошковых сталей является закалка и последующий низкотемпературный отпуск. При более высоких температурах отпуска прочностные свойства пористых низколегированных сталей при весьма небольшом увеличении пластичности быстро снижаются.

Другой существенной особенностью структурного состояния порошковых сталей, полученных в результате спекания прессовок из смеси порошков исходных компонентов (например порошков железа, графита, меди и т.д.), являются неоднородности химического и фазового составов спеченных изделий от партии к партии, а также изделий в пределах одной партии и даже неоднородности в различных частях одного и того же изделия. Эти обстоятельства вынуждают расширять для порошковых сталей интервалы допусков марочного состава по содержанию некоторых химических элементов. Например, для стали СП40Н2М техническими условиями содержание углерода установлено в пределах от 0,35 до 0,5 %, в то время как для компактных сталей аналогичного химического состава интервал допуска по углероду не превышает 0,05 %.

Если материал порошков ферромагнитен, то структурные изменения, происходящие в процессе спекания, оказывают существенное влияние и на магнитные характеристики пористых ферромагнетиков.

Рассмотрим влияние пористости на магнитные и некоторые другие физические характеристики в наиболее простом случае спеченных однофазных ферромагнитных порошков железа [79].

На рис. 19 представлено изменение магнитной индукции спеченного железа в зависимости от относительной плотности ( $\delta = \gamma/\gamma_0$ ) или пористости  $p = 1-\delta$ , где  $\rho_0$  – плотность литого железа. Кривые  $B = f(\delta)$  линейно зависят от  $\delta$  при  $\delta > 0,6$ , а также при условии, что поле, в котором производится измерение  $B$ , больше некоторого порогового значения, в данном случае  $H_T > 50$  А/см. Поскольку пористость означает отсутствие соответствующего объема ферромагнетика, то магнитную индукцию насыщения  $B_s$  пористого образца железа определяем выражением

$$B_s = B_{so} - \alpha p, \quad (24)$$

где  $B_{so}$  – индукция насыщения литого железа;  $\alpha$  – коэффициент пропорциональности, характерный для конкретного материала.

Данные представления, основанные на законе аддитивности для намагниченности насыщения, удовлетворительно описывают экспериментальные результаты, приведенные на рис. 19 а для случая  $\delta > 0,6$ . При измерении намагниченности насыщения (индукции) в сильных магнитных полях (область технического насыщения) получим линейную связь  $M_s$  или  $B_s$  с пористостью для всех ее значений.

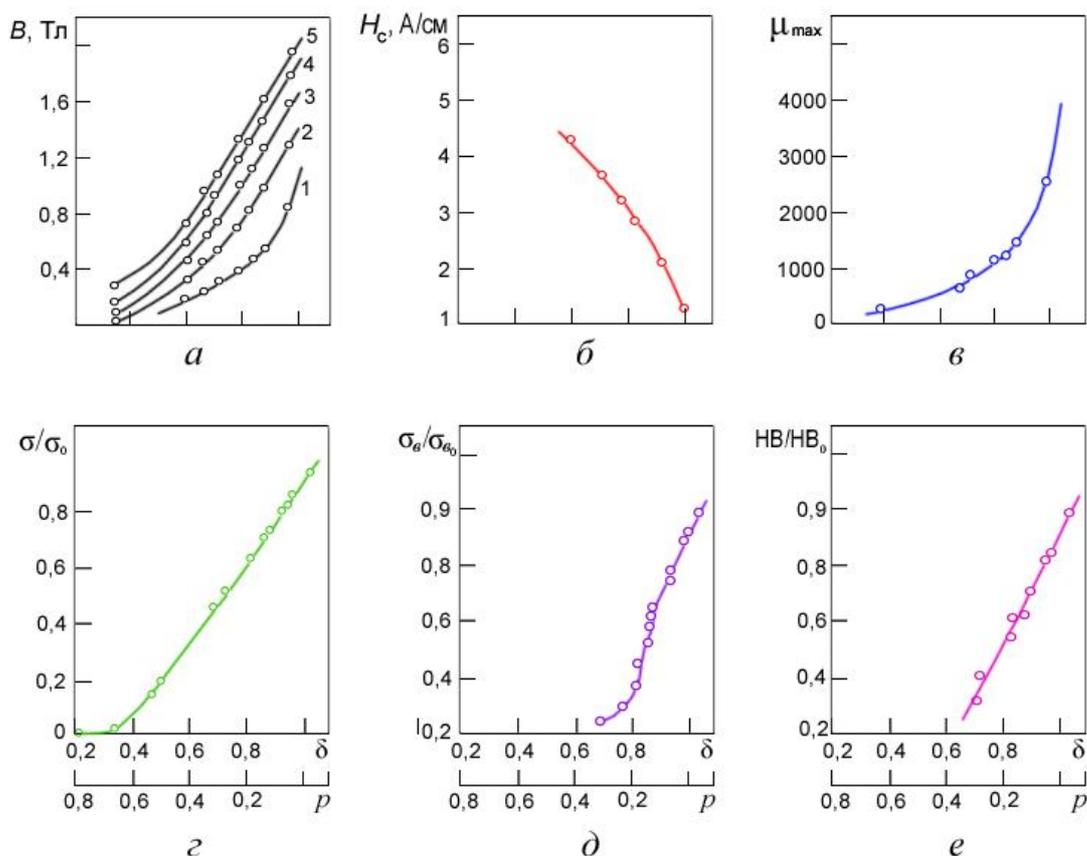


Рис. 19. Зависимости магнитной индукции  $B$  (а), коэрцитивной силы  $H_c$ (б), максимальной магнитной проницаемости  $\mu_{max}$ (в), относительных значений электропроводности (г), временного сопротивления (д) и твердости (е) от относительной плотности  $\delta$  (пористости  $p$ ) спеченных железных порошков. Размер частиц железного порошка 40 – 80 мкм. Индукция измерена в пермеатре в полях  $H$ , А/см:  
1 – 4; 2 – 10; 3 – 50; 4 – 200; 5 – 400

При рассмотрении поведения пористого ферромагнетика в магнитных полях, меньших полей технического насыщения, необходимо учитывать действие размагничивающих полей пор, которое снижает величину действующего поля в ферромагнетике, т. е. затрудняет его намагничивание. Пусть спеченный ферромагнетик имеет относительно высокую плотность и его можно рассматривать как однородное тело со сферическими пустотами. Если пустоты достаточно удалены друг от друга, то влияние каждой из них на магнитные свойства можно рассматривать независимо от влияния остальных. При воздействии на ферромагнетик (вещество) с порами радиусом  $r$  магнитным полем  $H_0$  магнитное поле внутри поры  $H_p$ , антипараллельное  $H_0$ , определится выражением

$$H_p = \frac{3\mu}{1+2\mu} H_0, \quad (25)$$

где  $\mu$  – магнитная проницаемость ферромагнетика. Наличие поры эквивалентно существованию магнитного диполя, расположенного в ее центре и имеющего магнитный момент  $M$ :

$$M = \frac{1-\mu}{1+2\mu} r^3 H_0. \quad (26)$$

Суммируя магнитные моменты всех пор в магнетике с учетом (25) и (26), можно записать выражение для эффективного поля  $H_i$ , действующего внутри пористого ферромагнетика с относительным объемом пор  $p$ :

$$H_i = H_0 \left( 1 - \frac{3(\mu-1)}{1+2\mu} p \right), \quad (27)$$

при  $\mu \gg 1$  формулу (27) можно представить выражением

$$H_i \approx H_0 \left( 1 - \frac{3}{2} p \right). \quad (28)$$

Изменение коэрцитивной силы  $H_c$  в зависимости от пористости спеченного железа иллюстрирует рис. 19 б. Поскольку размер пор в спеченном железе превышает толщину доменных границ, то можно предположить, что вклад в гистерезис и коэрцитивную силу определяется механизмом, предложенным в теории включений, т. е. взаимодействием доменных стенок с замыкающими доменами около пор, при этом  $H_c$  возрастает с увеличением общей пористости:

$$H_{cp} \approx cp^{2/3}, \quad (29)$$

где  $c$  – постоянная.

При обсуждении природы коэрцитивной силы в пористых ферромагнетиках необходимо учитывать также гистерезис, обусловленный взаимодействием доменных стенок с дефектами кристаллического строения основной матрицы пористого ферромагнетика  $H_{co}$ . В некоторых случаях, например после пластической деформации или термической обработки, этот вид гистерезиса может превышать вклад в  $H_c$ , обусловленный пористостью.

Полное выражение для коэрцитивной силы пористого ферромагнетика имеет вид:

$$H_c = H_{co} + cp^{2/3}. \quad (30)$$

Экспериментальные данные, приведенные на рис. 19 б для пористого железа, находятся в удовлетворительном согласии с уравнением  $H_c = 0,95 + 5p^{2/3}$  (А/см).

Зависимость магнитной проницаемости от пористости можно определить исходя из (24):

$$\mu = \mu_m - \frac{a}{H} p, \quad (31)$$

где  $\mu_m$  – магнитная проницаемость матрицы порошкового материала.

Выражение (31) применимо для тех значений полей, при которых индукция  $B$  линейно зависит от пористости  $p$ . На рис. 19 в представлена чувствительность максимальной магнитной проницаемости к наличию пор.

На рис. 19 г показано изменение относительной электропроводности  $\sigma/\sigma_0$  от относительной плотности спеченных порошков железа. Видно, что зависимость  $\sigma = f(\delta)$  является линейной функцией при  $\delta > 0,5$ . Экспериментальные точки хорошо укладываются на прямую, которую можно описать соотношением

$$\sigma = \sigma_0 \left( 1 - \frac{2}{3} p \right), \quad (32)$$

где  $\sigma_0$  – электропроводность литого ( $\delta = 1$ ) металла. Теоретически эта формула может быть получена из условия, что эффективное электрическое поле  $E_e$ , действующее внутри пористо-

го ферромагнетика по аналогии с магнитным полем, будет меньше приложенного поля  $E_0$  в соответствии с формулой

$$E_e = E_0 \left(1 - \frac{3}{2}p\right). \quad (33)$$

Формула (33) справедлива при условии, что поры имеют форму сферы и достаточно удалены друг от друга.

Рассмотрим влияние пористости на механические свойства спеченных порошков. Используем ту же модель, что и при исследовании магнитных и электрических свойств, а именно, компактную матрицу, в которой равномерно распределены идентичные сферические поры. Если спеченный металл имеет высокую плотность, то влияние каждой поры можно рассматривать независимо от влияния соседних пор. Рассмотрим элементарный куб с единичным объемом, имеющий сферическую пустоту радиусом  $r$ , расположенную в его центре, тогда минимальное сечение куба равно  $(1 - \pi r^2)$ . Отсюда относительная пористость:

$$p = (1 - \delta) = \frac{4}{3}\pi r^3. \quad (34)$$

Предположим, что основной металл способен подвергаться пластической деформации, а приложенное напряжение распределяется по всему минимальному сечению. Тогда разрушающее напряжение (временное сопротивление  $\sigma_B$ ) становится пропорционально минимальному сечению элементарного куба, и отношение временного сопротивления спеченного металла к временному сопротивлению литого как функцию от пористости первого можно определить по формуле

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_{B0}} = (1 - \pi r^2) = 1 - \pi \left(\frac{3}{4\pi}\right)^{2/3} p^{2/3} \approx 1 - 1,21p^{2/3}. \quad (35)$$

Из рис. 19 *д* видно, что экспериментальное значение относительного временного сопротивления для спеченного железа при достаточно большой относительной плотности ( $\delta > 0,8$ ) хорошо совпадает с теоретической кривой. Если металл в отсутствие пор имеет повышенную пластичность, то условие о перераспределении напряжений в процессе растяжения выполняется до более высоких значений пористости. До больших значений пористости в этом случае будет сохраняться и соответствие между теоретическими и экспериментальными результатами. На рис. 19 *д* нанесены экспериментальные точки, полученные при испытаниях более пластичного материала – спеченных железоникелевых порошков (30 % Ni), имеющего в литом состоянии относительное удлинение 45 % (относительное удлинение железа было 30 %). На основании полученных данных можно сделать вывод, что экспериментальные результаты совпадают с теоретической кривой до тех пор, пока пористость не превышает 0,3.

Определение теоретической зависимости твердости от пористости затруднительно, а экспериментальное изменение твердости в зависимости от пористости для спеченных порошков железа приведено на рис. 19 *е*. Зависимость  $HB = f(p)$  для  $p > 0,4$  ( $d > 0,6$ ) имеет линейный ход и может быть описана выражением

$$HB = HB_0 (1-2p), \quad (36)$$

где  $HB_0$  — твердость литого материала.

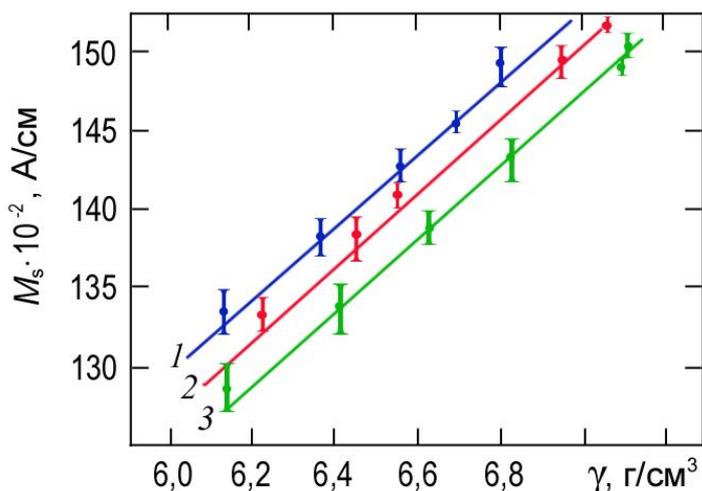


Рис. 20. Зависимости намагниченности насыщения  $M_s$  от плотности прессованных заготовок железного порошка Ж100 (1), стали ЖГр1 (2) и стали ЖГр1ДЗ (3)

Таким образом, пористость оказывает существенное влияние как на магнитные, так и на прочностные характеристики ферромагнитных материалов в широком диапазоне изменения их плотности. Общность закономерностей изменения электромагнитных и механических свойств может служить основой для неразрушающего определения структурного состояния или прочностных характеристик материала, спеченного из однофазных ферромагнитных порошков. Например, из рис. 19 следует, что по измерениям индукции или намагниченности насыщения, магнитной проницаемости, электропроводности можно определить пористость или плотность изделий из спеченных железных порошков. Поскольку предел прочности на растяжение  $\sigma_b$  и твердость НВ металлов, спеченных из однофазных порошков, однозначно определяются пористостью (см. рис. 19 e), то перечисленные прочностные характеристики можно косвенно определять по измерениям значений магнитных и электрических параметров.

Для повышения прочностных характеристик конструкционные порошковые стали на основе железа обычно легируют углеродом и другими химическими элементами. Легирование осуществляют чаще всего путем спекания прессовок из смеси порошков железа, порошков легирующих элементов или лигатур, причем углерод вводят в состав смеси в виде графита. Плотность прессовок в производственных условиях определяется, как правило, с помощью измерения их массы и геометрических размеров или методом гидростатического взвешивания. Оперативно плотность прессованных заготовок можно определить косвенно, измеряя магнитные характеристики.

На рис. 20 представлены результаты измерения магнитных характеристик на прессованных образцах железного порошка Ж100, сталей ЖГр1 и ЖГр1ДЗ в зависимости от плотности. Видно, что между измеренными значениями намагниченности насыщения  $M_s$  и плотностью прессовок  $\rho$  наблюдается корреляционная связь. Сравнивая зависимость  $M_s(\rho)$  прессованных заготовок исследуемых сталей, можно заметить, что наиболее высокими значениями  $M_s$  (кривая 1, рис. 20) обладают заготовки из прессованного порошка железа. Это объясняется тем, что прессовки Ж100 имеют наименьшую долю неферромагнитной фазы в объеме образца по сравнению, например, с прессовками стали ЖГр1, где добавляется неферромагнитный порошок графита, или с прессовками стали ЖГр1ДЗ, в которые дополнительно введен медный порошок.

Таким образом, однозначные зависимости намагниченности насыщения от плотности прессовок могут служить физической основой для разработки методов и приборов неразрушающего магнитного контроля плотности прессования заготовок.

Магнитные, структурные и прочностные характеристики порошковых конструкционных сталей и сплавов на основе железа, легированных другими химическими элементами, отличаются от аналогичных характеристик спеченных однофазных порошков железа. Наиболее часто встречающимся видом брака изделий из порошковых конструкционных сталей является брак по плотности и содержанию “связанного” углерода. Поскольку эти два параметра определяют прежде всего качество спекания, то рассмотрим их влияние на магнитные, прочностные и другие физические характеристики ряда конструкционных порошковых сталей.

На рис. 21, 22 приведены результаты изменения намагниченности насыщения  $M_s$ , коэрцитивной силы  $H_c$ , удельного электросопротивления  $\rho$ , модуля упругости  $E$  при вариациях пористости  $P$  для порошковой стали 30НМ. Вариации пористости осуществлены в интервале 6 – 14 %, содержания углерода – в интервале 0,1 – 0,4 мас. %, что несколько превышает допустимые интервалы по этим параметрам, определяемые техническими условиями для данной марки стали. Видно, что рассмотренные физические характеристики по мере увеличения пористости изменяются монотонно и, следовательно, в принципе их можно использовать для косвенного определения пористости в спеченных изделиях. Наибольшей чувствительностью к изменению пористости обладает модуль упругости ( $a_n = 0,30$ ), далее следует удельное электросопротивление ( $a_n = 0,25$ ), затем намагниченность насыщения и коэрцитивная сила ( $a_n = 0,14$  и  $0,12$  соответственно) (табл. 1). Однако рекомендации по использованию методов косвенного определения пористости можно дать лишь после оценки влияния на измеряемые физические характеристики содержания углерода в сталях, поскольку в производственных условиях возможны значительные неконтролируемые колебания химического состава спеченных сталей по углероду. В частности, для порошковой стали 30НМ техническими условиями допускаются отклонения содержания “связанного” углерода в пределах 0,25 – 0,40 % С.

На рис. 21, 22 показаны зависимости исследуемых физических характеристик от содержания “связанного” углерода. Наименьшей чувствительностью к вариациям его содержания обладает модуль упругости ( $a_c = 0,011$ ), несколько большей – намагниченность насыщения ( $a_c = 0,018$ ) и на порядок более высокую чувствительность имеют коэрцитивная сила ( $a_c = 0,59$ ) и удельное электросопротивление ( $a_c = 0,11$ ).

Известно, что железографитовые порошковые стали после спекания имеют перлитно-ферритную структуру, а количество перлитной составляющей зависит от содержания углерода в стали. В магнитном отношении перлит является более “жесткой” фазой, чем феррит, поэтому коэрцитивная сила  $H_c$  растет по мере увеличения содержания углерода (рис. 22з). Аналогичные зависимости  $H_c(C)$  наблюдаются и для железографитовых сталей с добавками меди, однако значения  $H_c$  в целом выше у сталей с более высоким содержанием меди.

Таблица 1 – Значения коэффициентов  $a$  нормированных уравнений регрессии для зависимостей исследуемых физических величин от пористости ( $a_n$ ) и содержания “связанного” углерода ( $a_c$ ) порошковой стали 30НМ

Физический параметр	$a_n$	$a_c$	$a_n/a_c$	$a_c/a_n$
Модуль упругости $E$	0,32	0,011	29	0,03
Намагниченность насыщения $M_s$	0,14	0,018	8	0,125
Удельное электросопротивление $\rho$	0,25	0,11	2,3	0,43
Коэрцитивная сила $H_c$	0,12	0,59	0,2	5

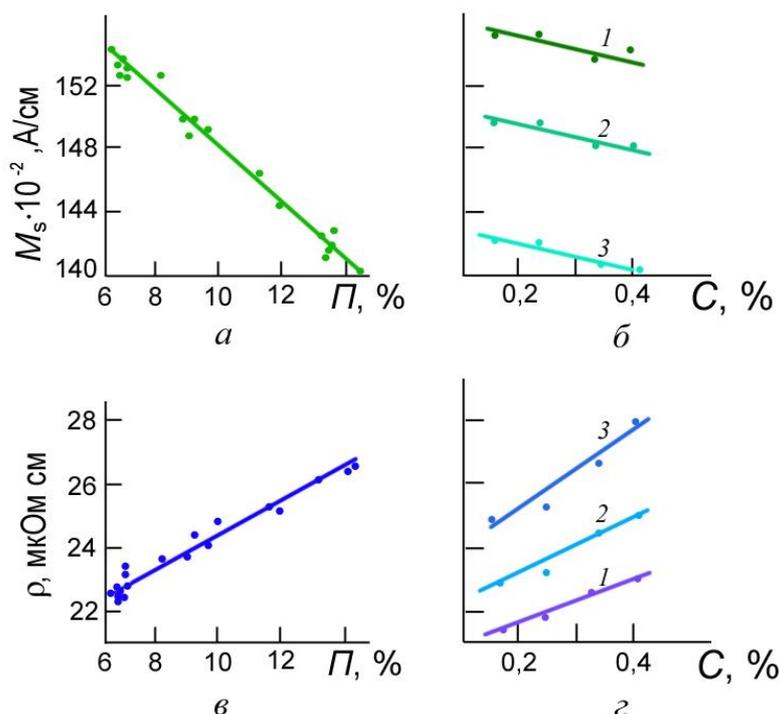


Рис. 21. Изменение намагниченности насыщения  $M_s$  и удельного сопротивления  $\rho$  образцов порошковой стали 30НМ в зависимости от пористости ( $a, v$ ) и содержания углерода ( $б, z$ ). Здесь и на рис. 22:  $a, б$  – содержание углерода 0,32%, пористость, %: 1 – 7; 2 – 10; 3 – 14

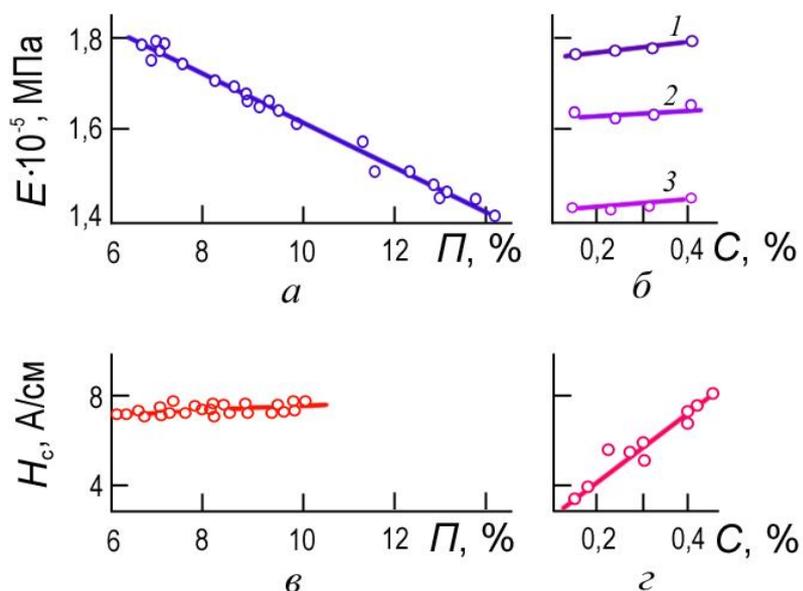


Рис. 22. Изменение модуля упругости  $E$  ( $a, б$ ), коэрцитивной силы  $H_c$  ( $v, z$ ) стали 30НМ в зависимости от пористости ( $a, v$ ) и содержания углерода ( $б, z$ ):  $v$  – содержание углерода 0,4 %;  $z$  – пористость 8 %

Другие исследуемые физические характеристики: намагниченность насыщения  $M_s$ , удельное электрическое сопротивление  $\rho$ , модуль упругости  $E$ , как это следует из рис. 21 и 22, зависят главным образом от плотности и незначительно – от содержания углерода в сталях. Так, намагниченность насыщения  $M_s$  линейно возрастает по мере увеличения

плотностей сталей в связи с сокращением объема незаполненных металлом пор. Намагниченность насыщения по мере роста содержания углерода исследуемых сталей (рис. 21 б) уменьшается в связи с тем, что часть атомов железа связывается в слабомагнитную фазу карбидов железа, объем которой возрастает с увеличением содержания углерода. Удельное электросопротивление  $\rho$  с увеличением плотности сталей падает.

Контроль структурного состояния спеченных углеродистых сталей по измерениям одной физической характеристики возможен с высокой достоверностью лишь при условии, что ее чувствительность высока к одному параметру, например к пористости, и низка к другому, например к содержанию углерода. С этой точки зрения наиболее подходящими для неразрушающего контроля пористости (плотности)\* спеченных изделий являются методы измерения модуля упругости ( $a_n/a_c = 29$ ), намагниченности насыщения ( $a_n/a_c = 8$ ), а для определения содержания “связанного” углерода – метод измерения коэрцитивной силы. Метод измерения удельного электросопротивления для контроля использовать затруднительно, так как его чувствительность к пористости и к содержанию углерода примерно одинакова.

Таким образом, исследуемые физические характеристики определяются, хотя и в разной степени, как плотностью, так и содержанием “связанного” углерода. В некоторых случаях, когда один из структурных параметров стали в процессе производства является более или менее стабильным, например плотность, возможен однопараметровый неразрушающий контроль спеченных изделий по содержанию углерода с помощью измерения величины коэрцитивной силы. В условиях стабильности содержания углерода возможен однопараметровый неразрушающий контроль плотности спеченных изделий по измерениям намагниченности насыщения.

На рис. 21 и 22 видно, что изменения многих физических характеристик в сравнительно широких интервалах изменения пористости и содержания углерода носят линейный характер. Отсюда вытекает, что если выбрать две такие физические характеристики, одна из которых зависит в основном от пористости  $P$  (плотности), а вторая – от содержания углерода, то по их измерению можно определять раздельно пористость и содержание углерода в спеченных сталях.

Возможности двухпараметрового способа магнитной структуроскопии на примере спеченной порошковой стали 40Н2М иллюстрирует рис. 23, отражающий взаимосвязи между магнитными характеристиками: коэрцитивной силой  $H_c$ , намагниченностью насыщения  $M_s$  и структурными параметрами – пористостью  $P$  и содержанием “связанного” углерода  $C$ .

Аналогичные зависимости наблюдаются и для других марок сталей. На рис. 24 представлена взаимосвязь между магнитными характеристиками  $H_c$ ,  $B_s$ , измеренными с помощью дифференциального магнитного структуроскопа (ДМС), и структурными параметрами и пористостью “связанного” углерода порошковой стали ЖГрД2,5К0,8, используемой для изготовления самосмазывающихся подшипников. По величине коэрцитивной силы (тока размагничивания) судят о структурном состоянии стали, а по величине индукции насыщения – о пористости изделия [80–83].

\* Пористость  $P$  связана с плотностью соотношением  $P = (\gamma_0 - \gamma/\gamma_0)100\%$ , где  $\gamma_0 \approx 7,8 \text{ г/см}^3$  – плотность компактной стали аналогичного химического состава.

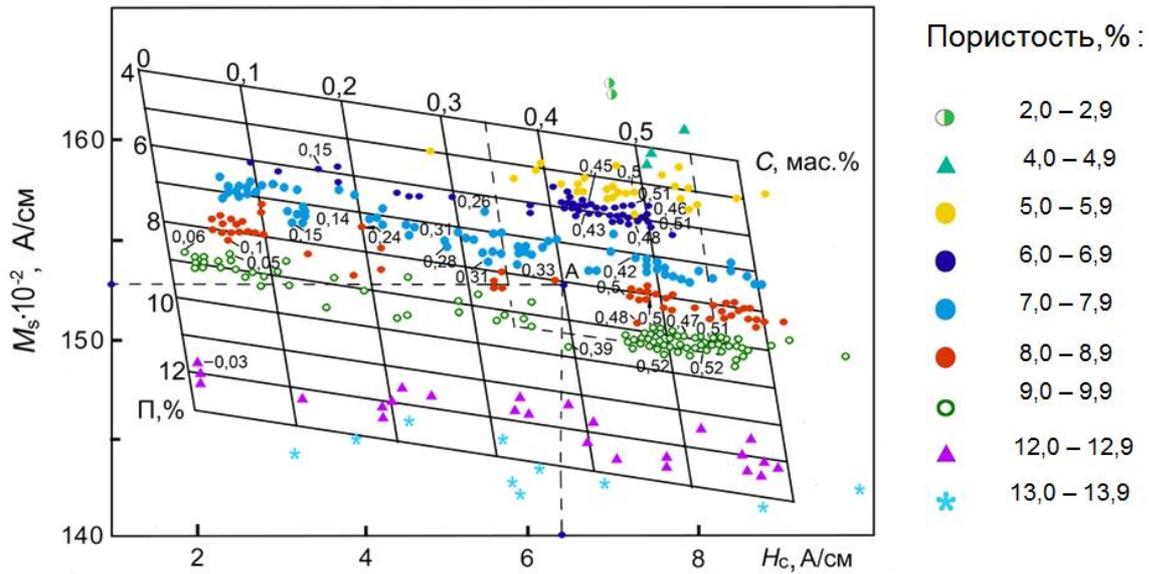


Рис. 23. Взаимосвязь между магнитными характеристиками ( $M_s$  и  $H_c$ ) и свойствами спеченных сталей ( $P$  и  $C\%$ ), легированных никелем (2 мас. %) и молибденом (1 мас. %). Цифрами около точек обозначено содержание углерода, по данным химического анализа.

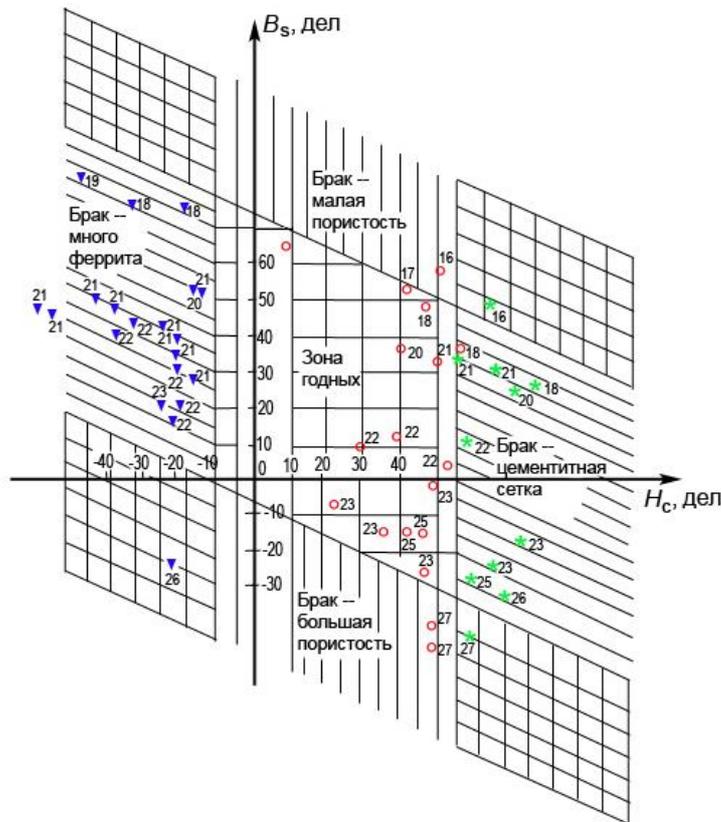


Рис. 24. Показания дифференциального магнитного прибора для изделий, имеющих различное структурное состояние и пористость

Экспериментальные результаты нанесены на рис. 24 в виде наклонного к оси абсцисс параллелограмма, в котором линии с одинаковыми значениями пористости идут параллельно друг другу под небольшим углом относительно оси абсцисс, а линии, соответствующие оди-

наковым микроструктурам, – параллельно друг другу и оси ординат. Рис. 24 иллюстрирует “параллелограмм годности” изделий при непосредственном измерении на дифференциальном магнитном приборе. “Параллелограмм годности” соответствует деталям, имеющим структуру пластинчатого перлита с содержанием феррита до 50 % и пористостью в диапазоне 17 – 25 %. Ниже “параллелограмма годности” попадают изделия с пористостью более 25 %, а выше – с пористостью менее 17 %. С левой стороны параллелограмма попадают изделия с завышенным содержанием феррита, а справа – с наличием цементитной сетки.

Таким образом, двухпараметровые методы магнитной структуроскопии позволяют по измерению двух магнитных характеристик –  $H_c$  и  $M_s$  – определять плотность и содержание “связанного” углерода спеченных изделий, т. е. оценить качество их спекания. Приборы, реализующие этот метод, например ДМС, позволяют экспрессно, в течение нескольких секунд измерить магнитные характеристики и, следовательно, в случае необходимости, обеспечить сплошной неразрушающий контроль спеченных изделий.

Для создания необходимого уровня прочностных свойств среднеуглеродистые порошковые конструкционные стали, как и традиционные компактные стали, подвергают термической обработке – закалке и отпуску. Особенности структурного состояния порошковых сталей – остаточная пористость, неоднородности химического состава по углероду и другим легирующим элементам – являются причиной значительного разброса физико-механических характеристик термообработанных спеченных изделий, что может приводить к браку готовой продукции.

Для контроля качества порошковых сталей после закалки также можно использовать два параметра. Плотность оказывает наиболее сильное влияние на  $M_s$ , а содержание углерода, наоборот, более значительно влияет на  $H_c$  и незначительно – на величину  $M_s$ . Следовательно, для целей неразрушающего контроля термически отработанных изделий необходимо строить графики, подобные приведенным на рис. 23, которые связывали бы магнитные и структурные параметры закаленных сталей. По аналогии с “параллелограммом годности” для образцов спеченной стали, в осях  $M_s$ ,  $H_c$ , HRC,  $\gamma$ , построен “параллелограмм годности” для закаленных образцов этой же стали (рис. 25).

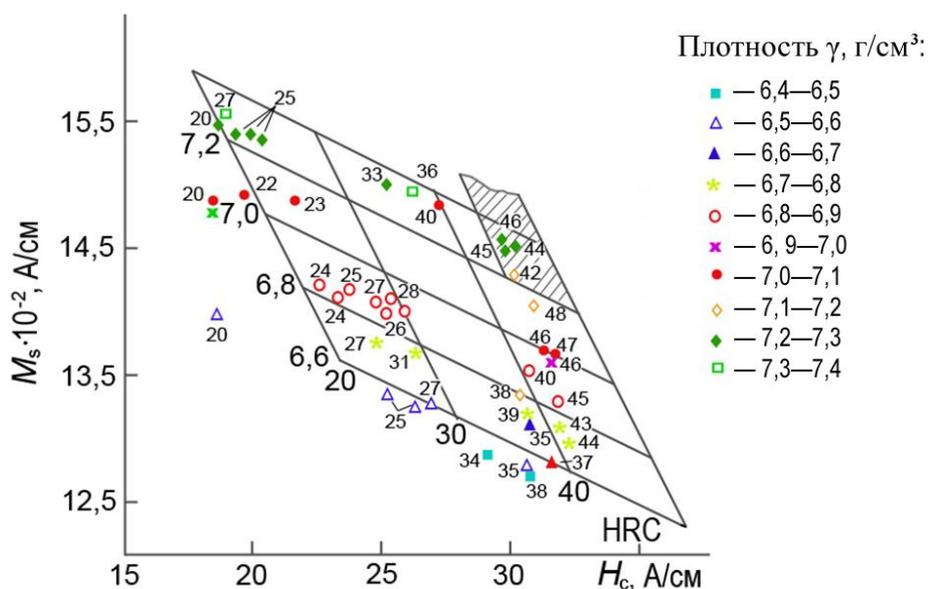


Рис. 25. Взаимосвязь магнитных характеристик ( $M_s$  и  $H_c$ ) со свойствами спеченных сталей (плотностью и твердостью) в состоянии после закалки. Цифры около точек обозначают среднее значение твердости образцов

Значительный разброс экспериментальных точек связан с особенностями структурного состояния порошковых сталей, в частности с неравномерным распределением углерода в различных частях одного и того же образца, в различных образцах одной и той же партии. Кроме того, сказывается и различный характер влияния пористости (плотности) на твердость и коэрцитивную силу: пористость как таковая повышает  $H_c$  и снижает HRC. Тем не менее график на рис. 25 дает принципиальную возможность по измерению двух магнитных характеристик – намагниченности насыщения и коэрцитивной силы – определить плотность и твердость закаленных изделий. Предположим, что по техническим условиям деталь должна иметь плотность не менее  $7,2 \text{ г/см}^3$  и твердость от 44 до 50 HRC. Тогда техническим требованиям будут удовлетворять детали, магнитные характеристики которых лежат в заштрихованной области. В случае, если технология гарантирует хорошую стабильность плотности деталей, качество закалки можно осуществлять по измерению одной магнитной характеристики – коэрцитивной силы. Поскольку время измерения магнитных характеристик даже на приборах ручного контроля (например на приборе ДМС) составляет 3 – 5 с, то предлагаемым методом может быть осуществлен оперативный контроль качества закалки изделий из спеченных углеродистых сталей.

Порошковые углеродистые стали, так же как и компактные, после закалки имеют высокие внутренние напряжения, что существенно снижает их вязкостные и пластические свойства. Оптимальный комплекс прочностных свойств формируется после отпуска закаленных сталей. В отличие от литых сталей пористость оказывает дополнительное влияние на магнитные и прочностные свойства. Она слабо влияет на коэрцитивную силу и сильно на твердость закаленной стали после отпуска (особенно для случая низкотемпературного отпуска). Это обстоятельство снижает достоверность магнитного контроля качества отпуска порошковых сталей. Поэтому магнитный неразрушающий контроль структурного состояния и прочностных характеристик на конечной стадии изготовления изделий, т. е. после закалки и низкотемпературного отпуска, представляет большие трудности, если неизвестно структурное состояние этих изделий по плотности и содержанию углерода на стадии спекания. Для исключения брака готовой продукции после закалки и низкотемпературного отпуска можно рекомендовать следующее.

1. Магнитный двухпараметровый метод контроля структурного состояния изделий по плотности и содержанию углерода после спекания по измерениям величин коэрцитивной силы и намагниченности насыщения.
2. Контроль структурного состояния изделий после закалки по измерению величины коэрцитивной силы.

## **9. Магнитные свойства и методы контроля изделий из порошковых вольфрамкобальтовых сплавов**

Для обработки высокопрочных материалов используют вольфрамкобальтовые твердые сплавы, изготавливаемые по технологии порошковой металлургии на основе карбидов переходных металлов (вольфрама, титана, ниобия, тантала, молибдена). Износостойкость и режущие свойства инструмента определяются химическим составом, способом изготовления и чистотой исходного порошка, а также условиями спекания твердых сплавов.

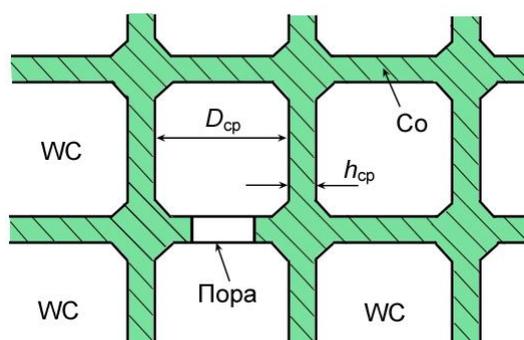


Рис. 26. Модель структуры твердых сплавов

Спеченные вольфрамокобальтовые сплавы представляют собой конгломераты твердых тугоплавких частиц карбида вольфрама, сцементированных (связанных) легкоплавкой пластичной прослойкой кобальта. Твердость сплава обеспечивается присутствием в нем карбида вольфрама (WC) или других карбидов. Прочность твердых сплавов определяется в прежде всего составом и структурным состоянием связующей кобальтовой прослойки.

В реальных сплавах содержание кобальта обычно не превышает 20 – 25 мас. %, а структура сплавов представляет смесь двух фаз – карбида вольфрама и  $\gamma$ -фазы (твердого раствора вольфрама и углерода в кобальте). Структуру среднекобальтовых твердых сплавов можно представить как кобальтовую матрицу, в которой расположены частицы (зерна) карбида вольфрама, средний размер которых лежит для большинства сплавов в пределах 1–5 мкм. Изменением соотношения фаз, а также состояния их структуры, можно в широких пределах варьировать прочностные характеристики сплавов.

Важная роль в формировании физических свойств сплавов принадлежит цементирующей кобальтовой прослойке и, в частности, такому ее параметру, как толщина. Зная концентрацию кобальта и средний размер карбидных зерен, можно вычислить величину средней толщины кобальтовой прослойки  $h_{cp}$ . Предположив, что карбидные зерна имеют форму куба и окружены кобальтовой прослойкой, как это показано на рис. 26, для  $h_{cp}$  в первом приближении получим

$$h_{cp} = \frac{D_{cp}\gamma_{wc}}{3\gamma_{Co}} \left( \frac{Co}{1-Co} \right), \quad (37)$$

где  $D_{cp}$  – средний размер зерна карбидных зерен;  $\gamma_{wc}$  – плотность карбида вольфрама;  $\gamma_{Co}$  – плотность кобальта;  $Co$  – концентрация кобальта, мас. %.

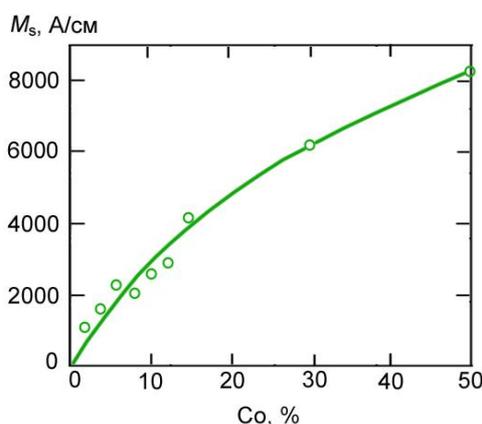


Рис. 27. Зависимость намагниченности насыщения от содержания кобальта

Магнитные и электрические свойства, как и прочностные свойства твердых сплавов, во многом определяются структурным состоянием кобальтовой связи. Содержание кобальта в твердых сплавах можно определить по изменению намагниченности насыщения. Значение намагниченности насыщения  $M_s$  находится в прямой зависимости от содержания кобальта в сплавах (рис. 27).

Одна из гипотез магнитного гистерезиса твердых сплавов состоит в том, что кобальтовую прослойку между зернами карбида вольфрама можно рассматривать как ферромагнитную пленку переменной толщины с периодом, примерно равным среднему размеру зерен карбидов (см. рис. 26). Полный гистерезис при перемагничивании такой пленки обусловлен двумя причинами: градиентом толщины пленки ( $H_{ch}$ ) и взаимодействием доменных стенок с дефектами кристаллического строения кобальтовой прослойки ( $H_{cm}$ ). Коэрцитивную силу такой пленки можно представить в виде

$$H_c = H_{ch} + H_{cm} = 4,2\sqrt[3]{A^2/M_s} h^{-4/3} \frac{dh}{dx} + H_{cm}, \quad (38)$$

где  $A$  – константа обменного взаимодействия;  $M_s$  – намагниченность насыщения;  $h$  – толщина пленки;  $\frac{dh}{dx}$  – градиент толщины пленки. Если в первом приближении считать, что величина  $\frac{dh}{dx}$  для различных твердых сплавов примерно одинакова, то выражение (38) можно привести к виду

$$H_c = a + bh^{-4/3}, \quad (39)$$

где  $a$  и  $b$  – постоянные, которые можно найти из зависимости  $H_c = f(h)$ , построенной по экспериментальным данным для сплавов с различным содержанием кобальта и размерами карбидных зерен (рис. 28). Видно, что экспериментальные значения  $H_c$  для сплавов с различной толщиной кобальтовой прослойки удовлетворительно описываются прямой линией, вычисленной по формуле (39).

Отрезок  $a$ , отсекаемый прямой  $H_c = f(h)$  на оси ординат, определяет  $H_{cm}$  – долю гистерезиса кобальтовой прослойки, обусловленного дефектами кристаллического строения, микронапряжениями и т. д.

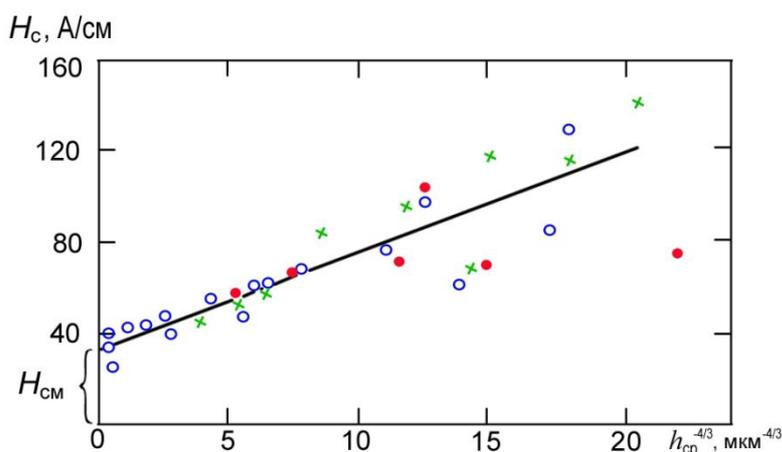


Рис. 28. Зависимость коэрцитивной силы от средней толщины кобальтовой прослойки  $h_{cp}^{-4/3}$  для ряда твердых сплавов

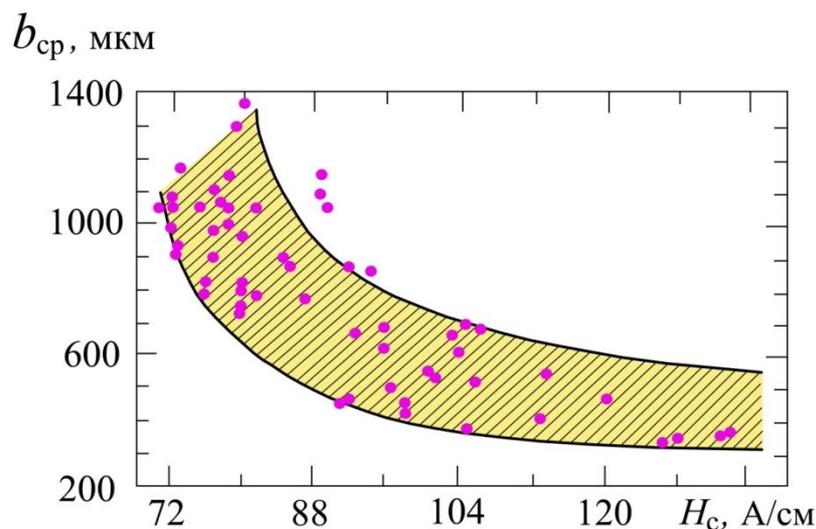


Рис. 29. Средняя ширина фаски износа для более чем 50 образцов твердого сплава разной величины и формы в зависимости от коэрцитивной силы при резании стали У7 в течение 25 мин. Скорость резания  $V_{cp}=120$  м/мин; сечение стружки  $b_{cp} \times S = 1,5 \times 0,25$  мм<sup>2</sup>; передний угол заточки резца 10°

Из рис. 28 следует, что  $H_{cm} \approx 30$  А/см. Необходимо отметить, что величина  $H_{cm}$  кобальтовой прослойки не является строго постоянной и зависит в некоторых пределах от ее дефектности, содержания углерода, внутренних напряжений. По тангенсу угла наклона прямой находят коэффициент  $b$ . Тогда выражение (39) для коэрцитивной силы можно представить в виде

$$H_c = 30,2 + 3,76h^{-4/3} \text{ (А/см)} \quad (40)$$

или, учитывая (37),

$$h_{cp} = 30,2 + 3,75 \frac{D_{cp} \gamma_{WC}}{3\gamma_{Co}} \left( \frac{Co}{1-Co} \right). \quad (41)$$

Здесь  $D_{cp}$  и  $h$  даны в микрометрах.

Таким образом, коэрцитивная сила твердых сплавов определяется, по-видимому, несколькими причинами: коэрцитивностью за счет взаимодействия доменных стенок с дефектами кристаллического строения, а также с полями упругих напряжений и микроискажениями кобальтовой фазы и коэрцитивностью за счет градиента толщины кобальтовой прослойки.

Поскольку структурные изменения в твердых сплавах влияют как на прочностные, так и на магнитные свойства, то можно предположить, что по магнитным свойствам можно оценивать не только твердость, предел прочности на изгиб, но и специальные эксплуатационные свойства, например стойкость металла при резании. На рис. 29 представлены кривые износа при резании для сплава (10 %Co, 75 %WC и 15 % (TiC, TaC, NbC)), из которых следует, что пластины с меньшей коэрцитивной силой имеют высокую степень износа.

Зависимость между шириной фаски износа  $b_{cp}$  режущей кромки и величиной  $H_c$  можно выразить в аналитической форме:

$$b_{cp} = aH_c^n, \quad (42)$$

где  $\alpha$  и  $n$  параметры, которые, кроме всего прочего, зависят от условий испытания (углов заточки инструмента, скорости подачи, глубины резания и т. д.).

Качество и эксплуатационные характеристики твердых сплавов во многом зависят от содержания кобальта в сплаве. Пондеромоторный метод определения содержания кобальта в сплавах основан на измерении силы отрыва постоянного магнита от поверхности изделия. На рис. 30 представлен градуировочный график показаний прибора, реализующего этот метод. При контроле необходимо предварительное размагничивание изделий. Величина отклонений от среднего значения на образцах составляет 4 %, что связано с наличием в сплавах пор, посторонних ферромагнитных примесей, а также с тем, что некоторая часть кобальта может находиться в неферромагнитных соединениях и фазах.

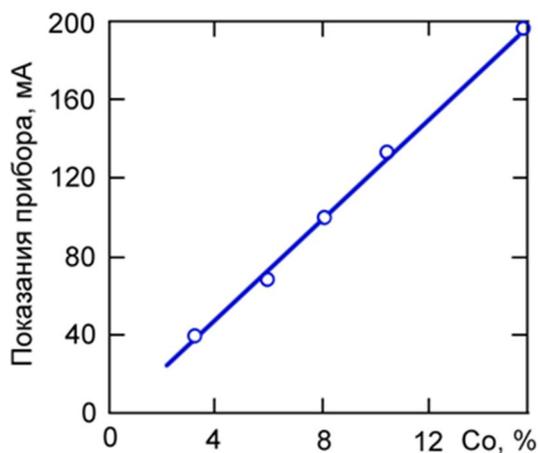


Рис. 30. Зависимость показаний прибора, пропорциональных силе отрыва постоянного магнита от испытываемых изделий, от содержания кобальта

Величина зерна WC-фазы в пределах 1–20 мкм не оказывает заметного влияния на показания приборов. Погрешность метода оценивается в 6 %.

Выше было показано, что магнитные гистерезисные свойства твердых сплавов определяются главным образом структурным состоянием ферромагнитной кобальтовой прослойки, а величина  $H_c$  сильно зависит от содержания кобальта и углерода в сплаве, размера карбидных зерен и т. д. По ГОСТ 3882–74 твердые сплавы подразделены на ряд марок. Каждой марке соответствуют сплавы с определенным содержанием кобальта и определенным средним размером карбидных зерен. Это обстоятельство облегчает задачу контроля структурного состояния твердых сплавов по величине их коэрцитивной силы. Техническими условиями ТУ–18–19–127–74 определены интервалы значений, в пределах которых должна находиться величина  $H_c$  сплавов, прочностные характеристики которых определены ГОСТ 218–74 и 219–74 (см. табл. 2).

Для контроля могут быть использованы коэрцитиметры типа КТС-1, предназначенные для полуавтоматического измерения коэрцитивной силы твердых сплавов в разомкнутой магнитной цепи [79, 84, 85].

Практика эксплуатации коэрцитиметров показывает, что с их помощью удается успешно контролировать перегрев изделий при спекании, а также другие нарушения технологического процесса, которые вызывают отклонение структурного состояния твердых сплавов от нормы. Возможность оперативного контроля структурного состояния сплавов с помощью измерения  $H_c$  позволяет в случае необходимости осуществить корректировку процесса спекания, что уменьшает выпуск бракованной продукции.

Таблица 2 – Значения коэрцитивной силы некоторых твердых сплавов согласно требованиям ТУ-48-19-127-74

Марка сплава	$H_c$ , А/см	Марка сплава	$H_c$ , А/см
ВК3-М	185–230	ВК15	55–95
ВК3	120–150	ВК20	50–80
ВК4	105–145	Т30К4	110–175
ВК6-ОМ	225–280	Т15К6	95–150
ВК6-М	155–200	Т14К8	80–135
ВК6	105–150	15К10	70–110
ВК6-В	60–80	15К12	50–70
ВК8	80–145	117К12	50–80
ВК10	65–100	ТТ10К8-В	80–110

Таким образом, фазовый магнитный анализ, основанный на измерении структурно-нечувствительных характеристик ферромагнитных материалов, широко используется не только в исследовательской практике при решении задач физического металловедения, но и при неразрушающем определении фазового состава и пористости в промышленных изделиях. Сочетание при контроле фазочувствительных и структурно-чувствительных магнитных параметров позволяет определить качество спекания изделий порошковой металлургии.

### Литература

1. Вонсовский С. В. Магнетизм. – М. : Наука, 1971. – 1032 с.
2. Белов К. П. Магнитные превращения. – М. : Физматгиз, 1959. – 259 с.
3. Марголин Ю. М., Сачавский А. Ф. Исследование аустенитных сталей магнитным методом // Заводская лаборатория. – 1952. – № 4. – С. 447–452.
4. Сиголаев С. Я. Термопарамагнитный анализ фазовых превращений в аустенитной стали // Физико-химические исследования металлов : сб. науч. трудов. – М. : Машгиз, 1953. – С. 5–15.
5. Энтин С. Д. Изучение влияния пластической деформация на фазовые превращения в аустенитных сталях по парамагнитным свойствам // Физико-химические исследования металлов : сб. науч. трудов. – М. : Машгиз, 1953. – С. 16–28.
6. Гинцбург Я. С., Марголин Ю. М., Сачавский А. Ф. Физические методы изучения медленно протекающих превращений в высоколегированной стали // Заводская лаборатория. – 1956. – № 9. – С. 1046–1052.
7. К методике определения малых содержаний альфа-фазы в аустенитных сталях / В. Л. Смежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, А. И. Столяренко // Заводская лаборатория. – 1970. – № 9. – С. 1083–1086.
8. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний  $\alpha$ -фазы в аустенитных сталях / В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий // ФММ. – 1970. – Т. 30, вып. 2. – С 363–366.
9. Золотаревский И. В., Снежной В. Л. О возможности определения магнитной восприимчивости парамагнитной матрицы, содержащей ферромагнитные включения // Заводская лаборатория. – 1978. – № 7. – С. 822–824.
10. Variation of Magnetic Susceptibility in the Aging of  $\beta$ -Titanium Alloys Alloyed with Manganese, Vanadium, and Molybdenum / M. N. Mikheev, M. M. Belenkova, R. N. Vitkalova, O. A. Elkina // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1981. – Vol. 17, no. 9. – P. 694–

698.

11. Gorkunov E. S. Magnetic structural-phase analysis as applied to diagnosing and evaluating the lifetime of products and structural components. Part 1 [Электронный ресурс] // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 1. – P. 6–40. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040. (Дата обращения: 24.03.2015).
12. Зельдович В. И., Комаров И. Г. Дилатометрические аномалии в деформированном железоникелевом сплаве при  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращениях // II Всесоюзное совещание по механизму и кинетике мартенситных превращений : тезисы докладов. – Киев, 1973. – С. 103.
13. Зельдович В. И., Комаров И. Г. Дилатометрические аномалии в деформированном сплаве Fe–Ni при  $\gamma \rightarrow \alpha$  и  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращениях // *Металлофизика*. – 1974. – Вып. 24. – С. 41–45.
14. Белов К. П. Упругие, тепловые и электрические явления в ферромагнетиках. – М. : ГИТТЛ, 1957. – С. 112–117.
15. Еремин Н. И., Решеткина Н. А. Магнитометаллографический фазовый анализ аустенитных сталей // *Физико-механические исследования металлов : сб.* – М. : Машгиз, 1953. – С. 58–71.
16. Лашко Н. Ф., Еремин Н. И. Фазовый анализ и структура аустенитных сталей. – М. : Машгиз, 1957.
17. Преображенский А. А. Магнитные материалы и элементы. – М. : Высшая школа, 1976. – С. 58–62.
18. Геллер Ю. А., Фадюшина М. Н. О применении магнитометаллографического метода определения остаточного аустенита в структуре стали // *Заводская лаборатория*. – 1961. – № 5. – С. 562–565.
19. Лившиц Б. Г. Физические свойства сплавов. – М. : Metallurgizdat, 1946.
20. Делле В. А., Козырев Б. П. Прибор для изучения *изометрического* превращения аустенита // *Заводская лаборатория*. – 1935. – № 10. – С. 1253–1256.
21. Кузнецов А. А. Метод определения малых количеств остаточного аустенита в сталях // *Заводская лаборатория*. – 1938. – № 4. – С. 437–440.
22. Грабовский М. А., Скоробогатов В. И. Электродинамический магнитометр для определения температуры точки Кюри ферромагнитных материалов // *Заводская лаборатория*. – 1947. – № 1. – С. 52–58.
23. Воробьев В. Г. Магнитометрический метод изучения мартенситного превращения при температурах ниже нуля // *Заводская лаборатория*. – 1951. – № 1. – С. 55–63.
24. Апаев Б. А. Магнитная установка для исследования кинетики превращений в стали // *Заводская лаборатория*. – 1952. – № 1. – С. 105–108.
25. Кубышкина Т. Д., Рейнгольд И. А. Применение анизометра для изучения превращений переохлажденного аустенита // *Заводская лаборатория*. – 1952. – № 6. – С. 715–719.
26. Ривкинд А. И., Ковалев К. А. Определение относительных изменений в концентрации аустенита методом измерения магнитной индукции в области слабых полей // *Заводская лаборатория*. – 1954. – № 8. – С. 929–932.
27. Попов А. А., Шкляр Р. Ш. Об определении содержания аустенита по магнитному насыщению // *Заводская лаборатория*. – 1956. – № 6. – С. 677–685.
28. Пермьяков В. Г., Найдич Ю. В., Рыбак С. А. Дифференциальный магнитный метод исследования стали и сплавов // *Заводская лаборатория*. – 1956. – № 6. – С. 695–699.
29. Егоров Г. Е., Назаренко Г. Т., Моисеев В. П. Об оценке превращений остаточного аустенита в пружинной ленте // *Заводская лаборатория*. – 1957. – № 1. – С. 52–55.
30. Леонтьев Б. А., Спектор Я. И. Применение анизометра Акулова для изучения ступенчатого распада переохлажденного аустенита в стали // *Заводская лаборатория*. – 1957. – № 3. – С. 325–326.
31. Коткис М. А. Аустенометр с переменным магнитным полем // *Заводская лаборатория*. – 1957. – № 8. – С. 970–973.

32. Козлов К. К. Применение дифференциального магнитного метода для исследования стали в субкритическом интервале температур // Заводская лаборатория. – 1963. – № 12. – С. 1461–1463.
33. Медведев Ю. С., Томилина Т. Д. Исследование стабильности аустенита нержавеющей стали прибором пондеромоторного действия // Заводская лаборатория. – 1964. – № 3. – С. 314.
34. Белоус М. В., Васильев М. А., Черепин В. Т. Магнитометр для изучения быстро протекающих процессов // Заводская лаборатория. – 1966. – № 3. – С. 370–371.
35. Исследование изменений намагниченности ферромагнитных материалов дифференциальным методом / В. И. Солодикин, Ю. В. Белоус, Т. Н. Коледова, И. В. Сидаш // Заводская лаборатория. – 1969. – № 9. – С. 1088.
36. Апаев Б. А., Краев А. П. Магнитометрическая установка МАГ-81БА с повышенной чувствительностью измерительной схемы и автоматической регистрацией показаний // Заводская лаборатория. – 1983. – № 5. – С. 33–35.
37. Кузнецов И. А., Шабалина Е. Ф. Руководство к лабораторным занятиям по магнитным измерениям и магнитному структурному анализу. – Свердловск : Уральский госуниверситет, 1966. – 160 с.
38. Petzuch M., Stierstadt K. Die Temperaturabhängigkeit des inneren Entmagnetisierungsfactor von Nickel // Zs. angew. Phys. – 1967. – 22. – S. 484–486.
39. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма. – М. : Мир, 1983. – 302 с.
40. Люличева Н. Н. Объемные изменения карбидной фазы при отпуске сталей // Физика металлов и металловедение. – 1957. – Т. 4, вып. 2. – С. 319–330.
41. Кузнецов И. А. К вопросу о процессах карбидного превращения при отпуске стали // ФММ. – 1965. – Т. 20, вып. 1. – С. 140–142.
42. Парфенов В. В., Янус Р. И. О влиянии аустенита на кривую намагничивания стали // ЖТФ. – 1948. – Т. 18, вып. 2. – С. 161–166.
43. Парфенов В. В. Исследование коммутационных кривых намагничивания сталей в области высоких магнитных полей // ФММ. – 1955. – Т. 1, вып. 3. – С. 434–440.
44. Янус Р. И. Магнитная дефектоскопия. – Москва – Ленинград : ОГИЗ, 1946. – 171 с.
45. Вонсовский С. В., Шур Я. С. Ферромагнетизм. – М. : ОГИЗ, 1948. – 816 с.
46. Акулов Н. С. Ферромагнетизм. – Москва – Ленинград : ГИТТЛ, 1939. – 187 с.
47. Яновский Б. М. Земной магнетизм. – Ленинград : Ленинградский госуниверситет, 1978. – 592 с.
48. Апаев Б. А. К сложившимся противоречиям о карбидных фазах, образующихся при отпуске углеродистой стали // ФММ. – 1960. – Т. 9, вып. 3. – С. 400–414.
49. Апаев Б. А. Процесс карбидообразования при отпуске углеродистой стали // Металловедение и обработка металлов. – 1957. – № 1. – С. 2–15.
50. Апаев Б. А. О выборе эталона при определении качества аустенита в стали магнитным методом // Заводская лаборатория. – 1953. – № 3. – С. 315–321.
51. Апаев Б. А. Фазовый магнитный анализ сплавов. – М. : Metallurgia, 1976.
52. Апаев Б. А. Методика расчета количества аустенита в системах с двумя парамагнитными фазами // Заводская лаборатория. – 1955. – № 2. – С. 168–176.
53. Геллер Ю. А. Об определении количества остаточного аустенита магнитным методом // Заводская лаборатория. – 1955. – № 2. – С. 177–181.
54. Гардин А. И. Определение остаточного аустенита в быстрорежущей стали магнитным методом // Заводская лаборатория. – 1956. – № 3. – С. 303–309.
55. Пермяков В. Г., Белоус М. В. Карбидные превращения при отпуске стали // ФММ. – 1957. – Т. 4, вып. 3. – С. 490–499.
56. Пермяков В. Г., Белоус М. В. О магнитном методе количественного карбидного анализа углеродистых сталей. I. // ФММ. – 1960. – Т. 10, вып. 2. – С. 317–320.

57. Белоус М. В., Черепин В. Т., Васильев М. А. Превращения при отпуске стали. – М. : Металлургия, 1973. – 232 с.
58. Меськин В. С. Ферромагнитные сплавы. – Москва– Ленинград : ОНТИ–НКТП, 1937. – 791 с.
59. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. – М. : Металлургия, 1968. – 568 с.
60. Kuznetsov I. A. Thermoelectric Sensors for Testing the Quality of Materials and Parts without Destroying These // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1973. – Vol. 9, no. 1. – P. 1–6.
61. Магнитный контроль качества закалки и отпуска деталей шариковых и роликовых подшипников / М. Н. Михеев, Г. С. Томилов, М. Ф. Помухин, К. Г. Рзянкин, В. А. Уткина // Заводская лаборатория. – 1956. – № 5. – С. 549–555.
62. Магнитный метод контроля качества термической обработки подшипниковых деталей / Г. С. Томилов, М. Н. Михеев, М. Ф. Помухин, В. А. Уткина // Заводская лаборатория. – 1959. – № 4. – С. 448–453.
63. Михеев М. Н., Сурин Г. В., Томилов Г. С. Дифференциальный магнитный прибор для контроля качества термической обработки // Заводская лаборатория. – 1960. – № 11. – С. 1306–1308.
64. Магнитный контроль закалки и отпуска деталей шариковых и роликовых подшипников / М. Н. Михеев, Г. С. Томилов, К. Г. Рзянкин, М. Ф. Помухин, А. В. Уткина // Труды Института физики металлов АН СССР. – 1959. – Вып. 21. – С. 181–197.
65. Исследование дифференциального магнитного прибора с ферродатчиком / Ю. Ф. Пономарев, В. П. Табачник, Л. А. Фридман, Р. И. Янус // Труды Института физики металлов АН СССР. – 1967. – Вып. 26. – С. 143–148.
66. Штеблейн Ф., Стейниц Р. Новый аппарат с двойным ярмом для испытания магнитной стали // Заводская лаборатория. – 1935. – № 11. – С. 1370–1376.
67. Михеев М. Н., Попов Б. В. Магнитный метод контроля микроструктуры чугуновых поршневых колец // Изв. АН СССР (ОТН). – 1943. – № 3 – 4. – С. 58–67.
68. Михеев М. Н. О магнитном методе контроля валков // Материалы совещания по валкам холодной прокатки : труды Уралмашзавода. – 1963. – С. 130.
69. Magnetic Inspection of the Heat Treatment Quality of Large Bearing Parts / M. N. Mikheev, V. M. Neizvestnov, G. V. Bida, G. V. Surin, V. M. Morozova // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1977. – Vol. 13, no. 4. – P. 478–481.
70. Magnetic Heat Treatment Quality Testing of Rolls for Cold Rolling Mills / M. N. Mikheev, V. M. Morozova, V. S. Bochenkov, N. V. Remez, G. V. Surin // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1969. – July-August, no. 4. – P. 471–477.
71. Fridman L. A., Tabachnik V. P. On the Use of Artificial Standards for a Differential Magnetic Device // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1969. – July-August, no. 4. – P. 449–452.
72. Differential Measuring Instrument of Magnetic Characteristics / M. N. Mikheev, E. S. Gorkunov, A. V. Antonov, M. I. Shirobokov, V. V. Nikitin // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1982. – Vol.18, no. 12. – P. 982–984.
73. Энтин С. Д. Магнитный метод контроля качества термической обработки рабочих валков // Труды ЦНИИТМАШ. Валки холодной прокатки. Ч. I. Технология производства. – М., 1970. – С. 61–63.
74. Ланда В. А. Приборы магнитного контроля качества термической обработки инструмента из быстрорежущей стали // Новые методы контроля и дефектоскопии : сб. науч. трудов. – Киев : Гостехиздат, 1958. – С. 114–120.
75. Варламова С. С., Варламов В. И. Применение магнитного толщиномера МТ-2 для точного контроля качества термической обработки инструментальных сталей // Заводская лаборатория. – 1971. – № 3. – С. 378.

76. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий. Кн. 2. : справочник. – М. : Машиностроение, 1976. – 327 с.
77. Рождественский С. М. Электромагнитные методы дефектоскопии // Современные методы контроля материалов без разрушения : сб. науч. трудов / под ред. С. Т. Назарова. – М. : Машгиз, 1961. – С. 194–563.
78. Городинский И. А. Магнитные и электрические методы испытания металлов (дефектоскопия). – Москва– Ленинград : Госпланиздат, 1940. – С. 33–120.
79. Ulyanov A. I., Gorkunov E. S. Magnetic Structural Inspection of Sintered Powder Steels (Survey) // Russian Journal of Nondestructive Testing. –1995. – Vol. 31, no.1. – P. 1–53.
80. Magnetic Testing of the Microstructure of Porous Powder Metallurgy Components / G. V. Sterkhov, V. P. Zapol'skikh, I. G. Aleksandrov, V. A. Isaev // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1974. – Vol. 10, no. 3. – P. 353–355.
81. Testing the Microstructure and Porosity of Metallo-ceramic Objects by Reference to Two Magnetic Characteristics / G. V. Sterkhov, V. P. Zapol'skikh, I. G. Aleksandrov, V. A. Isaev // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1975. – Vol. 11, no. 3. – P. 341–345.
82. Стерхов Г. В., Михеев М. Н., Сурин Г. В. Применение дифференциального магнитного структуроскопа ДМС-1 для контроля структуры и пористости металлокерамических изделий // VIII Всесоюзная научно-техническая конференции по неразрушающим методам контроля : материалы науч. конф. – Кишинев, 1977. – С. 190–193.
83. О возможности неразрушающего контроля спеченной стали 30НМ / А. И. Ульянов, Г. В. Стерхов, В. Г. Ермолаев, Р. Г. Файзуллин // Физика и электроника твердого тела : межвуз. сб. науч. трудов. – Ижевск : Удмуртский госуниверситет, 1982. – Вып. 5. – С. 129–133.
84. Щербинин В. Е., Горкунов Э. С. Магнитный контроль качества металлов. – Екатеринбург : УрО РАН, 1996. – 264 с.
85. Gorkunov E. S., Zakharov V. A. Coercimeters with Magnetic Attachments (Review) // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 1995. – Vol. 31, no.8. – P. 625–641.