

# Исследование структуры и свойств Structure and properties research

**Физические методы  
исследования и контроля**

**Physical methods  
of research and monitoring**

DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-2-23-28

## **ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА АКУСТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 12X18H10T\***

© **Александр Викторович Гончар, Вячеслав Александрович  
Клюшников, Василий Васильевич Мишакин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Институт проблем машиностроения РАН — филиал Федерального исследовательского центра Института прикладной физики РАН, г. Нижний Новгород, Россия; e-mail: imndt31@mts-nn.ru

*Статья поступила 6 апреля 2018 г. Поступила после доработки 16 декабря 2018 г.  
Принята к публикации 19 декабря 2018 г.*

Представлены результаты исследования влияния пластического деформирования и последующей термической обработки на акустические и электромагнитные свойства стали 12X18H10T. Широко используемая в промышленности криогенная коррозионно-стойкая сталь аустенитного класса 12X18H10T интересна тем, что при пластическом деформировании в ней образуется мартенситная фаза, которая существенным образом меняет электромагнитные, упругие и прочностные свойства материала. Формирование новой фазы в совокупности с процессом пластического деформирования влияет на кристаллографическую текстуру сплава, что отражается на поведении такого параметра, как акустическая анизотропия. Изменение магнитных свойств при появлении ферромагнитной фазы мартенсита в матрице парамагнитного аустенита фиксировали с помощью вихретокового ферритометра. Установили, что на начальной стадии пластического деформирования (одноосного растяжения) значение параметра акустической анизотропии уменьшается. Возможно, это связано с тем, что на изменение текстуры в большей степени влияет процесс деформирования аустенита, чем образование  $\alpha'$ -мартенсита. При дальнейшем деформировании материала образование новой фазы протекает более интенсивно и ее влияние на кристаллографическую текстуру начинает преобладать, что сказывается на увеличении параметра акустической анизотропии. Также выявили, что отжиг предварительно деформированной нержавеющей стали 12X18H10T при температурах 350, 600, 700 и 1050 °C уменьшает параметр акустической анизотропии и содержание магнитной фазы. При температуре 600 °C акустическая анизотропия материала падает до нуля, а при 1050 °C происходит полный распад мартенситной фазы и текстура определяется только фазой аустенита.

**Ключевые слова:** аустенитная сталь; пластическая деформация; термическая обработка; мартенситное превращение; ультразвуковые исследования; вихретоковый метод; упругая анизотропия.

## **THE EFFECT OF PLASTIC DEFORMATION AND SUBSEQUENT HEAT TREATMENT ON THE ACOUSTIC AND MAGNETIC PROPERTIES OF 12Kh18N10T STEEL**

© **Alexandr V. Gonchar, Vyacheslav A. Klyushnikov, Vasily V. Mishakin<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Mechanical Engineering Research Institute — branch of the Federal Research Center of The Institute of Applied Physics, RAS, Nizhny Novgorod, Russia; e-mail: imndt31@mts-nn.ru

\* Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 16-38-60155 мол\_а\_дк) в рамках государственного задания ФАНО России (тема № 0035-2014-0402 ИПФ РАН).

Received April 6, 2018. Revised December 16, 2018. Accepted December 19, 2018.

The results of studying the effect of plastic deformation and subsequent heat treatment on the acoustic and electromagnetic properties of austenitic steel 12Kh18N10T (analog AISI 321) are presented. Cryogenic corrosion-resistant austenitic steel 12Kh18N10T undergoes strain-induced martensitic transformation, which significantly changes the electromagnetic, elastic and strength properties of the material. The formation of the new phase in conjunction with the process of plastic deformation affects the crystallographic texture of the alloy. A change in the texture of the material was estimated using the acoustic anisotropy parameter determined by the ultrasonic method. Changes in the magnetic properties attributed to appearance of the ferromagnetic phase of martensite in the paramagnetic austenite matrix were fixed with an eddy current ferritometer. It is shown that at the initial stage of plastic deformation (uniaxial tension) the value of the acoustic anisotropy parameter decreases probably due to the fact that change in the texture is more affected by the process of austenite deformation than the formation of  $\alpha'$ -martensite. Further deformation of the material promotes formation of the new phase thus strengthening the impact of the new phase on the crystallographic texture and results in increase in the acoustic anisotropy parameter. It is shown that annealing at a temperature of 350, 600, 700, and 1050°C of pre-deformed stainless steel decreases the parameter of acoustic anisotropy and the volume content of the magnetic phase. It is shown that the parameter of acoustic anisotropy of the material drops to zero after annealing at 600°C, whereas at a temperature of 1050°C the martensitic phase completely disintegrates and the texture is determined only by the austenite phase.

**Keywords:** austenitic steel; plastic deformation; heat treatment; martensitic transformation; ultrasonic measurements; eddy current method; elastic anisotropy.

Нержавеющие стали аустенитного класса широко применяют при создании элементов конструкций в ядерной, химической и других отраслях промышленности. Процесс разрушения сталей при силовом воздействии сопровождается структурными изменениями, влияющими на их электромагнитные и акустические характеристики.

Изменение структуры и физических параметров материала также может быть следствием пластической деформации при выполнении, например, технологических операций по изготовлению тех или иных элементов конструкций (при производстве труб различного диаметра, обечаек и др.).

Известно, что в аустенитных сталях пластическая деформация даже при комнатной температуре, помимо накопления повреждений, инициирует образование из основной фазы аустенита фазы  $\alpha'$ -мартенсита деформации [1, 2]. При этом на интенсивность мартенситного превращения влияют такие факторы, как напряженно-деформированное состояние материала, скорость и температура деформирования [3 – 11], химический состав материала и энергия дефектов упаковки [5, 12 – 14].

Фаза  $\alpha'$ -мартенсита имеет свою текстуру. Ее модули упругости отличаются от модулей аустенита [15, 16], что приводит к изменению упругих и акустических характеристик материала. Формирование мартенситной фазы влияет на пластичность и упрочнение стали, приводит к изменению интенсивности накопления повреждений в процессе силового воздействия [17].

Вследствие того, что фаза мартенсита деформации — ферромагнетик в отличие от парамагнитного аустенита, для контроля объемной

доли мартенсита используют магнитные методы [18 – 20], которые позволяют определять процентное содержание мартенситной фазы отдельно от ферритной [21]. Упругие характеристики и их изменения при разрушении анализируют акустическим методом [22, 23]. Величину пластической деформации при этом оценивают с помощью параметра акустической анизотропии [24, 25]. На физические свойства материала существенное влияние оказывают и температурные воздействия (например, при авариях).

Цель работы — исследование влияния температуры и длительности отжига на изменение акустических параметров и фазового состава предварительно деформированной коррозионно-стойкой стали аустенитного класса.

Исследовали нержавеющую сталь 12X18H10T следующего химического состава, % масс.: 0,02 C; 0,43 Si; 0,74 Mn; 17,76 Cr; 9,16 Ni; 0,32 Ti; 0,002 S; 0,033 P; 0,23 Cu. Допустимый температурный режим эксплуатации — до 600, а при наличии агрессивных сред — до 350 °C.

Одноосное растяжение проводили со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  при комнатной температуре на электромеханической универсальной разрывной машине Tinius Olsen H100KU (длина рабочей части образца — 100, толщина — 6 мм). Деформирование осуществляли вплоть до образования шейки.

Для термической обработки из зоны равномерной пластической деформации вырезали фрагмент образца шириной 20 мм. Величина остаточной пластической деформации  $\epsilon = 50 \%$ . Фрагмент нагревали в муфельной печи ЭВС ПМ-12М1 поэтапно (350, 600, 700 и 1050 °C) с

дальнейшей выдержкой при заданной температуре 3 – 4 ч, затем охлаждали вместе с печью.

Ультразвуковые и вихретоковые измерения проводили на каждом этапе деформирования и термообработки.

На рис. 1 приведена схема ультразвуковых измерений. Акустические характеристики определяли эхо-импульсным методом с использованием сдвиговых волн, для возбуждения которых применяли пьезоэлектрический преобразователь V156 (диаметр излучающей пластины — 6 мм, несущая частота — 5 МГц). По амплитудно-временной диаграмме акустических сигналов находили синфазные точки импульсов, отраженных от донной поверхности, и рассчитывали время распространения упругих волн (погрешность не превышала 3 нс).

Параметр акустической анизотропии  $A$ , характеризующий анизотропию упругих свойств поликристаллического материала, рассчитывали по формуле [23, 26]

$$A = \frac{1}{2} \frac{t_{zy} - t_{zx}}{t_{zx} + t_{zy}}, \quad (1)$$

где  $t_{zx}$ ,  $t_{zy}$  — время распространения поперечных упругих волн, поляризованных вдоль и поперек оси нагружения соответственно (погрешность не более  $5 \cdot 10^{-4}$ ).

Скорость продольных волн, необходимая для расчета упругих параметров материала,

$$V_{zz} = 2h/t_{zz}, \quad (2)$$

где  $t_{zz}$  — время распространения продольных упругих волн;  $h$  — толщина (погрешность не более 10 м/с).

Изменение магнитных характеристик, связанное с образованием  $\alpha'$ -мартенсита, фиксировали с помощью многофункционального вихре токового прибора «МВП-2М», показания которого отображали процентное содержание магнит-

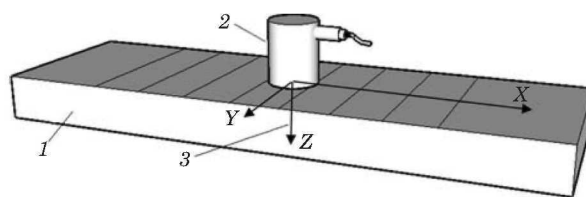


Рис. 1. Схема акустических измерений: 1 — образец; 2 — пьезоэлектрический преобразователь; 3 — направление распространения упругих волн

ной фазы  $\Phi$  (относительная погрешность не превышала 5 %).

Микротвердость материала в исходном состоянии, а также после пластического деформирования и термообработки при 1050 °С измеряли микротвердомером HVS-1000.

Микроструктуру исследовали с помощью металлографического комплекса «Альтами-Мет 3М», для чего на поверхности образцов изготавливали шлифы и осуществляли электролитическое травление в 10 %-ном водном растворе щавелевой кислоты.

Микроструктура исследуемой стали в состоянии поставки и после пластического деформирования и термообработки (1050 °С) представлена на рис. 2. Видно, что в состоянии поставки в материале присутствуют двойники и полосы скольжения в некоторых зернах аустенита, в микроструктуре деформированной стали — значительное число полос скольжения и затемненные области, которые можно характеризовать как области выделения мартенситной фазы. Микроструктура после термообработки состоит из однородных аустенитных зерен.

В результате акустических и вихре токовых измерений образцов после поэтапного одноосного пластического деформирования получили зависимости параметра акустической анизотропии  $A$  и содержания мартенситной фазы  $\Phi$  от величины пластической деформации  $\varepsilon$  и времени термообработки (рис. 3).

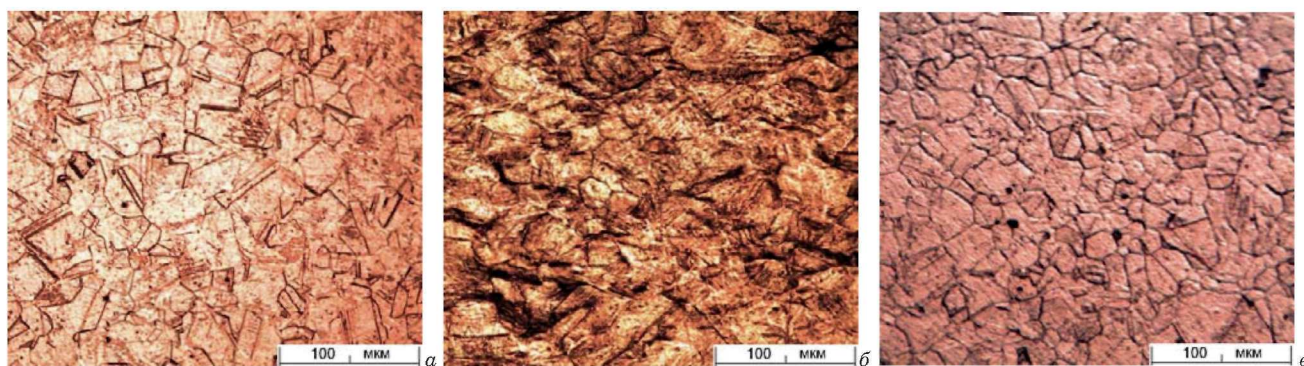
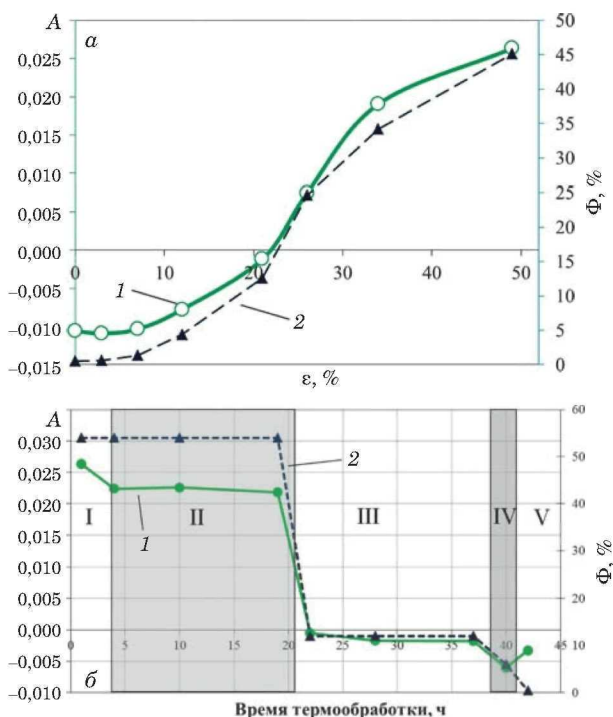


Рис. 2. Микроструктура стали 12X18H10T в состоянии поставки (а), после деформации 50 % (б) и термообработки при 1050 °С (в)



**Рис. 3.** Зависимости параметра акустической анизотропии  $A$  (1) и содержания фазы мартенсита  $\Phi$  (2) от величины пластической деформации  $\varepsilon$  (а) и времени термообработки (б) (I – V — исходное состояние и термообработка при 350, 600, 700 и 1050 °C соответственно)

Сигмоидальное поведение зависимости объемной доли  $f_{\alpha'}$  образовавшейся фазы  $\alpha'$ -мартенсита от величины пластической деформации  $\varepsilon$  описывается соответствующей моделью кинетики мартенситного превращения [14]:

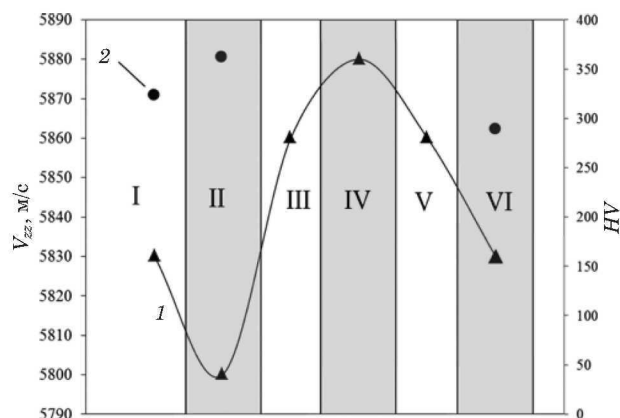
$$f_{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta[1 - \exp(-\alpha\varepsilon)]^n\}, \quad (3)$$

где  $\alpha$  — параметр, определяющий скорость образования полосы сдвига (в основном зависит от энергии дефектов упаковки);  $\beta$  — параметр, пропорциональный вероятности того, что на пересечении полос скольжения образуется зародыш мартенсита;  $n$  — коэффициент (принимает равным 4,5 [7]).

Определение  $\varepsilon$  с помощью (3) осложнено необходимостью нахождения структурно- и температурно-чувствительных параметров  $\alpha$  и  $\beta$ . Поэтому удобнее использовать степенную зависимость

$$\varepsilon = k_{\Phi 0} + k_{\Phi 1}\Delta\Phi + k_{\Phi 2}\Delta\Phi^2 + k_{\Phi 3}\Delta\Phi^3, \quad (4)$$

где  $k_{\Phi 0} = 0,027$ ,  $k_{\Phi 1} = 0,0243$ ,  $k_{\Phi 2} = -9,1 \cdot 10^{-4}$ ,  $k_{\Phi 3} = 1,34 \cdot 10^{-5}$ ,  $\Delta\Phi = \Phi_i - \Phi_0$  ( $\Phi_i$  и  $\Phi_0$  — текущее и начальное значения содержания ферритной фазы в процентах).



**Рис. 4.** Скорость продольных волн  $V_{zz}$  (1) и твердость (2) в исходном состоянии (I), при деформации 50 % перед термообработкой (II) и после термообработки при  $T = 350$  (III), 600 (IV), 700 (V) и 1050 °C (VI)

При использовании акустических данных зависимость имеет вид

$$\varepsilon = k_{A0} + k_{A1}\Delta A + k_{A2}\Delta A^2 + k_{A3}\Delta A^3, \quad (5)$$

где  $k_{A0} = 0,048$ ,  $k_{A1} = 24,7$ ,  $k_{A2} = -995$ ,  $k_{A3} = 1,65 \cdot 10^4$ ,  $\Delta A = A_i - A_0$  ( $A_i$  и  $A_0$  — текущее и начальное значения параметра акустической анизотропии).

Известно, что акустическая анизотропия материала с ГЦК-решеткой при пластическом деформировании уменьшается, а в случае ОЦК-решетки — растет [24, 27]. На начальном этапе растяжения (до  $\varepsilon = 7\%$ ) происходит незначительное увеличение содержания мартенситной фазы (рис. 3). При этом аустенитная фаза, имеющая ГЦК-решетку, деформируется (параметр акустической анизотропии уменьшается). При дальнейшем деформировании ( $\varepsilon > 7\%$ ) эффект от образования новой фазы  $\alpha'$ -мартенсита с собственной кристаллографической текстурой преобладает над процессом деформирования аустенита (параметр акустической анизотропии увеличивается).

Вырезанный из рабочей зоны пластически деформированного образца ( $\varepsilon = 50\%$ ) фрагмент подвергали термической обработке. При температуре 350 °C (верхний порог рабочей температуры при наличии агрессивных сред) содержание мартенситной фазы не менялось, а параметр акустической анизотропии уменьшился на 14 % (см. рис. 3). Такое незначительное уменьшение, скорее всего, связано с релаксацией микронапряжений, накопленных при предварительном пластическом деформировании. Последующая термообработка при той же температуре на исследуемые параметры не влияла.

При увеличении температуры термообработки до 600 °C содержание мартенситной фазы рез-

ко уменьшалось (до 12 %), а параметр акустической анизотропии падал практически до нуля. Дальнейшая термообработка при данной температуре значения исследуемых параметров также не меняла.

При повышении температуры до 700 °С (на 100 °С выше допустимого режима эксплуатации для данной марки стали) снижение содержания фазы мартенсита и параметра акустической анизотропии продолжилось (до 6 и –0,6 % соответственно).

При отжиге с температурой 1050 °С происходил распад мартенситной фазы. Параметр акустической анизотропии при этом менялся незначительно.

Данные ультразвуковых исследований свидетельствуют, что скорость продольной волны  $V_{zz}$ , рассчитанная по формуле (2), составляет 5830 (в неповрежденном материале) и 5800 м/с (после разрушения), т.е. уменьшается на 0,5 % (рис. 4). После термообработки  $V_{zz}$  возрастает: до 5860 (при 350 °С), 5880 (при 600) и 5860 м/с (при 700 °С). После последней термообработки при 1050 °С значение скорости возвращается к 5830 м/с. Максимальное изменение составляет 0,8 %.

В результате структурных изменений при пластическом деформировании твердость материала увеличивается, что можно объяснить образованием жестких упрочняющих частиц фазы  $\alpha'$ -мартенсита, объемная доля которых достигает 45 %. Установили, что после одноосного растяжения на 50 % твердость выросла на 12 % (с 322 до 361 HV), а после всех этапов термообработки — уменьшилась до  $288 \pm 10$  HV (по сравнению с исходным и деформированным состояниями снижение составило 10 и 23 % соответственно) (см. рис. 4). Такое уменьшение твердости обусловлено снижением фазы  $\alpha'$ -мартенсита (до 0,5 %) и общим падением прочностных характеристик материала.

Таким образом, полученные результаты показывают, что в пределах 20 – 350 °С изменение акустических и электромагнитных характеристик стали 12X18H10T незначительно. Это можно использовать для определения величин пластической деформации и упрочнения в данном диапазоне температур. Повышение температуры термообработки приводит к заметным структурным изменениям. При этом ультразвуковой и вихретоковый методы позволяют оценивать состояние материала после термического воздействия (включая воздействия температуры при аварийных ситуациях). Для диагностики стали при высоких температурах необходимы дополнительные исследования связи изменения прочностных и пластических свойств материала с данными вихретоковых и акустических измерений.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. — М.: МИСИС, 1999. — 408 с.
2. Singh J. Influence of deformation on the transformation of austenitic stainless steels / Journal of Materials Science. 1985. Vol. 20. P. 3157 – 3166.
3. Powell G. W., Marshall E. R., Backofen W. A. Strain Hardening of Austenitic Stainless Steel / Trans. of the ASM. 1958. Vol. 50. P. 478 – 497.
4. Hecker S. S., Stout M. G., Staudhammer K. P., et al. Effects of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel: part I. Magnetic measurements and mechanical behavior / Metall. Trans. A. 1982. Vol. 13. P. 619 – 626.
5. Padilha A. F., Rios P. R. Decomposition of austenite in stainless steel / ISIJ International. 2002. Vol. 42. P. 325 – 337.
6. Huang G., Matlock D., Krauss G. Martensite formation, strain rate sensitivity and deformation behavior of Type 304 Austenitic Steel Sheet / Metall. Trans. A. 1989. Vol. 20A. P. 1239 – 1246.
7. Talonen J., Nenonen P., Pape G., et al. Effect of strain rate on the strain-induced  $\gamma \rightarrow \alpha'$  martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels / Metall. Mater. Trans. A. 2005. Vol. 36A. P. 421 – 432.
8. Lichtenfeld J. A., Mataya M. C., Van Tyne C. J. Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behavior of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel / Metall. Mater. Trans. A. 2006. Vol. 37. P. 147 – 161.
9. Angel T. Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels / JISI. 1954. Vol. 177. P. 165 – 174.
10. Byun T., Hashimoto N., Farrell K. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels / Acta Mater. 2004. Vol. 52. P. 3889 – 3899.
11. Talonen J., Hanninen H. Damping properties of austenitic stainless steels containing strain-induced martensite / Metall. Mater. Trans. A. 2004. Vol. 35. P. 2401 – 2406.
12. Choi J.-Y., Jin W. Strain induced martensite formation and its effect on strain hardening behavior in the cold drawn 304 austenitic stainless steels / Scripta Mater. 1997. Vol. 36. P. 99 – 104.
13. Lacroix F., Pineau A. Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe – Ni – Cr – C system / Metall. Trans. 1972. Vol. 3. P. 387 – 396.
14. Olson G., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation / Metall. Trans. A. 1975. Vol. 6A. P. 791 – 795.
15. Barbier D., Gey N., Allain S., et al. Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions / Mater. Sci. Eng. A. 2009. Vol. 500. P. 196 – 206.
16. Petit B., Gey N., Cherkaoui M., et al. Deformation behavior and microstructure/texture evolution of an annealed 304 AISI stainless steel sheet. Experimental and micromechanical modeling / International Journal of Plasticity. 2007. Vol. 23(2). P. 323 – 341.
17. Mishakin V. V., Klyushnikov V. A., Gonchar A. V. Relation between the deformation energy and the Poisson ratio during cyclic loading of austenitic steel / Technical Physics. 2015. Vol. 60. P. 665 – 668.
18. Горкунов Э. С., Задворкин С. М., Митропольская С. Ю. и др. Изменение магнитных свойств метастабильной аустенитной стали при упругопластическом деформировании / МЯТОМ. 2009. № 9. С. 15 – 21.
19. Ригмант М. Б., Гладковский С. В., Горкунов Э. С. и др. О возможности магнитного неразрушающего контроля упругопластических деформаций в сталях с метастабильным аустенитом / Контроль. Диагностика. 2000. № 9. С. 62 – 63.
20. Ригмант М. Б., Ничипурук А. П., Худяков Б. А. и др. Приборы для магнитного фазового анализа изделий из аустенитных коррозионно-стойких сталей / Дефектоскопия. 2005. № 11. С. 3 – 14.
21. Корх М. К., Ригмант М. Б., Давыдов Д. И. и др. Определение фазового состава трехфазных хромоникелевых сталей по магнитным свойствам / Дефектоскопия. 2015. № 12. С. 20 – 31.
22. Gonchar A. V., Mishakin V. V., Klyushnikov V. A., et al. Variation of Elastic Characteristics of Metastable Austenite

- Steel under Cycling Straining / *Technical Physics*. 2017. Vol. 62. N 4. P 537 – 541.
23. **Sayers C. M.** Ultrasonic velocities in anisotropic polycrystalline aggregates / *Appl. Phys.* 1982. Vol. 15. P 2157 – 2167.
  24. **Mishakin V. V., Klyushnikov V. A., Kassina N. V.** Research on the fracture process of steels by the acoustic method and the pitch net method / *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2009. Vol. 38. P 443 – 447.
  25. **Мишакин В. В., Гончар А. В., Курашкин К. В. и др.** Исследование разрушения при статическом нагружении сварных соединений акустическим методом / *Тяжелое машиностроение*. 2009. № 7. С. 27 – 30.
  26. **Allen D., Sayers C.** The Measurement of Residual Stress in Textured Steel Using an Ultrasonic Velocity Combinations Technique / *Ultrasonics*. 1984. Vol. 22. P 179 – 188.
  27. **Пазылов Ш. Т., Оморов Н. А., Рудаев Я. И.** О деформационной анизотропии алюминиевых сплавов / *Вестник Тамбовского университета. Серия: естественные и технические науки*. 2010. Т. 15. № 3-1. С. 974 – 975.
  - austenitic stainless steels / *Scripta Mater.* 1997. Vol. 36. P 99 – 104.
  13. **Lecroisey F., Pineau A.** Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe – Ni – Cr – C system / *Metall Trans.* 1972. Vol. 3. P 387 – 396.
  14. **Olson G., Cohen M.** Kinetics of strain-induced martensitic nucleation / *Metall. Trans. A*. 1975. Vol. 6A. P 791 – 795.
  15. **Barbier D., Gey N., Allain S., et al.** Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions / *Mater. Sci. Eng. A*. 2009. Vol. 500. P 196 – 206.
  16. **Petit B., Gey N., Cherkaoui M., et al.** Deformation behavior and microstructure/texture evolution of an annealed 304 AISI stainless steel sheet. Experimental and micromechanical modeling / *International Journal of Plasticity*. 2007. Vol. 23(2). P 323 – 341.
  17. **Mishakin V. V., Klyushnikov V. A., Gonchar A. V.** Relation between the deformation energy and the Poisson ratio during cyclic loading of austenitic steel / *Technical Physics*. 2015. Vol. 60. P 665 – 668.
  18. **Gorkunov E. S., Zadvorkin S. M., Mitropol'skaya S. Yu., et al.** Change in the magnetic properties of metastable austenitic steel under elastic-plastic deformation / *MITOM*. 2009. N 9. P 15 – 21. [in Russian].
  19. **Rigmant M. B., Gladkovskiy S. V., Gorkunov E. S., et al.** On the possibility of magnetic non-destructive testing of elastoplastic deformations in steels with metastable austenite / *Kontrol' Diagn.* 2000. N 9. P 62 – 63. [in Russian].
  20. **Rigmant M. B., Nichipuruk A. P., Khudyakov B. A., et al.** Instruments for magnetic phase analysis of products made of austenitic corrosion-resistant steels / *Defektoskopiya*. 2005. N 11. P 3 – 14. [in Russian].
  21. **Korkh M. K., Rigmant M. B., Davydov D. I., et al.** Determination of the phase composition of three-phase chromium-nickel steels by magnetic properties / *Defektoskopiya*. 2015. N 12. P 20 – 31. [in Russian].
  22. **Gonchar A. V., Mishakin V. V., Klyushnikov V. A., et al.** Variation of Elastic Characteristics of Metastable Austenite Steel under Cycling Straining / *Technical Physics*. 2017. Vol. 62. N 4. P 537 – 541.
  23. **Sayers C. M.** Ultrasonic velocities in anisotropic polycrystalline aggregates / *Appl. Phys.* 1982. Vol. 15. P 2157 – 2167.
  24. **Mishakin V. V., Klyushnikov V. A., Kassina N. V.** Research on the fracture process of steels by the acoustic method and the pitch net method / *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2009. Vol. 38. P 443 – 447.
  25. **Mishakin V. V., Gonchar A. V., Kurashkin K. V., et al.** Investigation of failure at static loading of welded joints by acoustic method / *Tyazh. Mashinostr.* 2009. N 7. P 27 – 30. [in Russian].
  26. **Allen D., Sayers C.** The Measurement of Residual Stress in Textured Steel Using an Ultrasonic Velocity Combinations Technique / *Ultrasonics*. 1984. Vol. 22. P 179 – 188.
  27. **Pazylov Sh. T., Omorov N. A., Rudayev Ya. I.** On deformation anisotropy of aluminum alloys / *Vestn. Tambov. Univ. Ser. Estestv. Tekhn. Nauki*. 2010. Vol. 15. N 3 – 1. P 974 – 975. [in Russian].

## REFERENCES