

DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-64-69

УДК (UDC) 620.179.16:621.785

## ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ДИАГНОСТИКИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СТАЛИ 38ХНЗМФА\*

© Роман Александрович Воробьев<sup>1,2</sup>, Виктория Витальевна Евстифеева<sup>1</sup>, Виктор Николаевич Литовченко<sup>1</sup>, Василий Васильевич Мишакин<sup>3</sup>, Владимир Наумович Дубинский<sup>2</sup>

<sup>1</sup> АО «ЦНИИ «Буревестник», г. Нижний Новгород, Россия; e-mail: Linuxjuicy@gmail.com

<sup>2</sup> Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексева, г. Нижний Новгород, Россия.

<sup>3</sup> Нижегородский филиал Института машиноведения им. А. А. Благоврава РАН, г. Нижний Новгород, Россия.

*Статья поступила 31 января 2017 г.*

Представлена перспективная методика неразрушающего контроля критического коэффициента интенсивности напряжений ( $K_{1c}$ ) для конструкционной марки стали 38ХНЗМФА после различных режимов термической обработки. Метод основан на ультразвуковом сканировании и механических испытаниях термоупрочненных образцов из стали 38ХНЗМФА после закалки от 850 °С и отпуска в широком интервале температур — 200, 400, 500, 580, 620 °С. Получены новые корреляционные зависимости между скоростью продольных и поперечных упругих волн и механическими свойствами стали, включая значения критического коэффициента интенсивности напряжений конструкций. Предложенная модель, объясняющая изменение акустических характеристик стали 38ХНЗМФА на основе фазовых изменений, протекающих в структуре во время отпуска, позволит проводить подобные исследования для других режимов термической обработки и других марок сталей. В предложенном методе коэффициент  $K_{1c}$  определяется без разрушения целостности конструкций. При этом отклонение расчетных значений критического коэффициента интенсивности напряжений, полученных по данным акустических измерений, от экспериментальных данных не превышает 7,5 %. Представленный метод существенно снижает временные затраты, а также трудозатраты по определению механических характеристик на образцах и готовых изделиях из стали 38ХНЗМФА, поскольку исключает изготовление образцов и проведение испытаний. Разработанная методика может быть предложена для внедрения в производство как основная или дополнительная для оценки механических параметров материала после различных режимов термической обработки.

**Ключевые слова:** неразрушающий контроль; акустические параметры; трещиностойкость; термическая обработка; мартенсит; отпуск; механические свойства; фазовые превращения.

## APPLICATION OF THE ULTRASONIC METHOD OF DIAGNOSTICS FOR 38KhN3MFA STEEL CRACK RESISTANCE ASSESSMENT

© Roman A. Vorobev<sup>1,2</sup>, Victoria V. Evstifeeva<sup>1</sup>, Viktor N. Litovchenko<sup>1</sup>, Vasily V. Mishakin<sup>3</sup>, Vladimir N. Dubinskii<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Central Research Institute "Burevestnik", Nizhny Novgorod, Russia; e-mail: Linuxjuicy@gmail.com

<sup>2</sup> R. E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University, Nizhny Novgorod, Russia.

<sup>3</sup> A. A. Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Nizhny Novgorod Branch, Nizhny Novgorod, Russia.

*Submitted January 31, 2017.*

This paper describes a promising technique of nondestructive expert quantitative assessment of critical stress intensity factor values ( $K_{1c}$ ) for 38KhN3MFA structural steel subjected to various modes of heat treatment. This method is based on ultrasonic scanning and mechanical tests of heat-strengthened samples of 38KhN3MFA steel after quenching from 850°C and tempering in a wide range of temperatures: 200, 400, 500, 580, 620°C. As a result, new correlations of considerable scientific interest were obtained between the velocity of longitudinal and transverse elastic waves and the mechanical properties of steel, including the values of critical stress intensity factor for structures. The proposed model, which explains the change in acoustic properties of 38KhN3MFA steel on the basis of the phase

\* Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных Исследований (грант № 16-38-00874\_мол\_а).

changes taking place in the structure during tempering, will allow similar studies to be carried out for other heat treatment modes and other steel grades. In this method, the coefficient  $K_{1c}$  is determined without breaking the integrity of structures. Deviation of the calculated critical stress intensity factors, derived using the acoustic measurement data, from the experimental values does not exceed 7.5%. The use of this method significantly reduces the amount of time and labor needed to determine mechanical characteristics of samples and finished products made of 38KhN3MFA steel since it will not be necessary to manufacture samples and carry out tests. The developed technique can be offered for introduction in manufacturing as the main or additional method of assessing mechanical parameters of materials subjected to various modes of heat treatment.

**Keywords:** nondestructive control; acoustic parameters; crack resistance; heat treatment; martensite; temper; mechanical properties; phase transformations.

Акустические методы контроля широко применяются для оценки состояния металла конструкций без их разрушения [1].

Скорость распространения ультразвуковых волн — структурно-чувствительная характеристика. Она тесно связана с микроструктурой, фазовым составом, микродефектами [2] и уровнем внутренних напряжений, обусловленных дислокационной структурой и другими источниками искажения кристаллической решетки. Как правило, наблюдается значительное влияние термической обработки на акустические параметры металлических материалов. Изменение фазового состава, например, стали аустенитного класса приводит к изменению скорости упругих волн и механических характеристик [3, 4].

Цель данной работы — установление корреляционной зависимости между критическими значениями коэффициента интенсивности напряжений  $K_{1c}$ , полученными при различных режимах термообработки стали 38ХНЗМФА, и акустическими параметрами.

Процесс определения  $K_{1c}$  трудоемкий и длительный. Это связано с тем, что момент страгивания (распространения) трещины согласно регламентирующим документам определяется способом касательной, что влечет за собой изготовление и испытания целого ряда образцов с разной формой концентратора. Поэтому большой интерес представляет выявление связи между коэффициентом интенсивности напряжений  $K_{1c}$  и акустическими характеристиками, в частности, скоростью прохождения ультразвуковых волн после различных режимов термообработки.

В связи с этим исследованы значения критического коэффициента интенсивности напряжений стали 38ХНЗМФА после закалки и отпуска в интервале температур 200–620 °С и оценено его влияние на скорость ультразвуковых волн в стали.

Влияние микроструктуры на формирование комплекса механических свойств и трещиностойкость изучали на образцах из стали 38ХНЗМФА после закалки от 850 °С и отпуска в течение трех часов при  $T_{отп}$ , равной 200, 400, 500, 580, 620 °С.

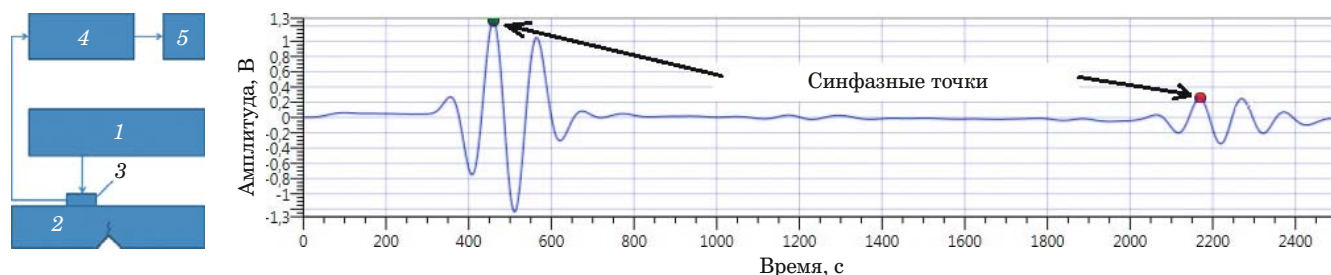
Твердость стали 38ХНЗМФА измеряли на твердомере Роквелла «Rockwell 574» (ГОСТ 9013). Ударную вязкость стандартных образцов размером 10 × 10 × 55 мм с U-образным надрезом определяли на копке РН-300 фирмы Walter + Bai AG с энергией удара 300 Дж (ГОСТ 9454). Механические характеристики и критический коэффициент — на испытательной машине «Inpekt 100 table».

Согласно нормативной методике для определения одного значения  $K_{1c}$  использовали четыре образца призматической формы размером 10 × 10 × 55 мм: гладкий; с U-образным надрезом; два образца с V-образным надрезом и предварительно выращенной трещиной. Коэффициент интенсивности напряжений определяли при пониженной (–50 °С) температуре. Нагружение (деформирование) проводили по схеме трехточечного изгиба.

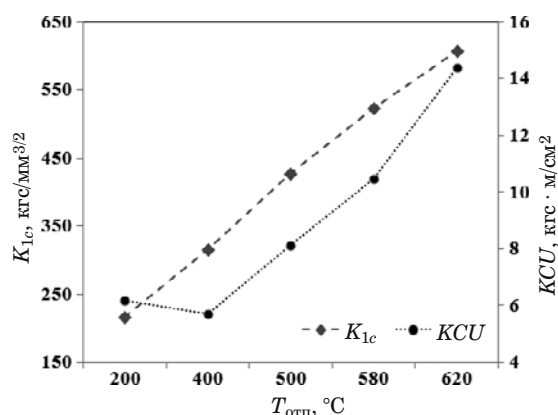
Относительная погрешность ( $\epsilon$ ) измерения критического коэффициента интенсивности напряжений  $K_{1c}$  не превысила 10 %, погрешность определения  $KCU$  — 5 %.

Плотность материала оценивали методом гидростатического взвешивания на весах Sartorius ED с погрешностью  $\pm 0,003$  г/см<sup>3</sup>.

Акустические параметры (время распространения, скорость ультразвуковых волн) измеряли эхо-импульсным методом. Частота зондирующего сигнала 5 МГц. В качестве излучающего устройства использовали дефектоскоп УСД-50, для регистрации амплитудно-временной диаграммы — цифровой осциллограф Tektronix TDS 1012 В с переменной частотой дискретизации: для поперечных волн — 250 МГц, для продольных волн — 500 МГц. Схема измерений представлена на рис. 1. Время ( $t$ ) распространения ультразвуковых волн определяли между синфазными максимумами первого и второго отраженных сигналов, с учетом частоты дискретизации, длину акустического пути — с помощью измерения толщины материала  $h$  в месте установки пьезоэлектрических преобразователей. Скорость упругих волн рассчитывали как  $v =$



**Рис. 1.** Схема ультразвуковых измерений (1 — генератор (дефектоскоп УСД-50); 2 — призматический образец из стали 38ХНЗМФА с V-образным надрезом и с предварительно выращенной трещиной; 3 — пьезодатчик; 4 — осциллограф; 5 — ПК с программной средой для обработки сигналов) и графическое представление ультразвуковых измерений



**Рис. 2.** Влияние термической обработки на трещиностойкость и ударную вязкость стали 38ХНЗМФА

$= 2h/t$ . Погрешность измерения времени распространения упругой волны (УВ) составляла 2–3 нс, погрешность измерения скорости упругих волн — 3 м/с.

При отпуске в закаленной стали идут следующие процессы: распад мартенсита — пересыщенного твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе; распад и превращение остаточного аустенита; в мартенсите, имеющем высокую плотность дислокаций, по мере повышения температуры отпуска реализуются процессы возврата первого и второго рода, а при высокой температуре — и процесс рекристаллизации [5].

В результате распада твердого раствора образуется смесь феррита и карбидов, развивается

переход карбидов одного типа в карбиды другого типа, уменьшается степень дисперсности карбидной фазы. По мере повышения температуры отпуска снижаются внутренние (закалочные) напряжения [6]. В общем случае процессы, происходящие при повышении температуры отпуска, ведут к значительному снижению прочностных и повышению пластических характеристик стали 38ХНЗМФА (табл. 1). Ударная вязкость, показывающая энергоёмкость деформации и разрушения, в целом увеличивается. Критический коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины  $K_{1c}$  (рис. 2) монотонно возрастает с увеличением температуры отпуска.

При повышении температуры отпуска стали 38ХНЗМФА с 200 до 400 °С характеристики вязкости  $K_{1c}$  и  $KCU$  ведут себя по-разному:  $K_{1c}$  повысился, а ударная вязкость несколько снизилась (с 6,2 до 5,7 кгс · м/см<sup>2</sup>). Это можно объяснить тем, что величина  $K_{1c}$  отражает рост сопротивления материала развитию трещины за счет повышения пластичности, в то время как значение  $KCU$  включает работу зарождения  $A_3$  и работу развития  $A_p$  трещины. Отпуск на 400 °С, вероятно, сопровождается увеличением работы  $A_p$ , которая, как и  $K_{1c}$ , характеризует трещиностойкость. При среднем отпуске происходит срыв когерентности и обособление карбидной фазы, после чего частицы карбидов быстро растут, хотя еще и сохраняют пластинчатую форму (микроструктура стали — троостит отпуска). Это может облегчать зарождение трещин вблизи карбидных

**Таблица 1.** Механические характеристики стали 38ХНЗМФА после различных режимов термообработки

Температура отпуска, °С	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	HRC	$KCU$ (+20 °С), кгс · м/см <sup>2</sup>	$K_{1c}$ (-50 °С), кгс/мм <sup>3/2</sup>
200	1954	1570	11,5	48,0	53	6,2	219
400	1572	1430	10,1	52,4	44	5,7	316
500	1419	1327	12,3	55,5	42	8,1	428
580	1299	1223	14,4	60,1	35	10,5	524
620	1150	1067	14,7	62,5	33	14,4	621

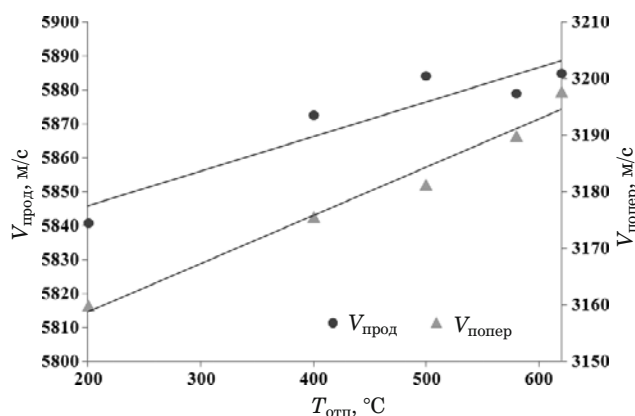


Рис. 3. Влияние термической обработки на скорость поперечных и продольных ультразвуковых волн

частиц, за счет чего уменьшаются работа  $A_3$  и в целом величина  $KCU$ .

Рост коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины  $K_{1c}$  при повышении температуры отпуска, по-видимому, связан с тем, что концентрация более пластичных фаз, чем мартенситная, увеличивается в объеме материала с повышением температуры отпуска, что приводит к возрастанию вязкости и трещиностойкости. Изменение фазового состава также приводит к изменению скорости упругих волн.

Зависимости скорости упругих волн от температуры отпуска в стали 38ХНЗМФА представлены на рис. 3. и в табл. 2. Зависимости скорости ультразвуковых волн от температуры отпуска  $T_{отп}$  в исследуемом температурном интервале близки к линейным. Наблюдается высокая корреляция между скоростями ультразвука и  $T_{отп}$ . Для поперечных волн коэффициент корреляции  $R = 0,97$ , для продольных —  $0,93$ . Скорость прохождения поперечной волны ( $v_{попер}$ ) является более структурно-чувствительным параметром для регистрации превращений при отпуске стали, чем скорость прохождения продольной волны ( $v_{прод}$ ). Таким образом, изменения  $K_{1c}$  стали после отпуска целесообразно оценивать, используя в качестве акустического параметра скорость поперечных волн.

Таблица 2. Акустические характеристики стали 38ХНЗМФА после различных режимов термообработки

Температура отпуска, °C	$v_{попер}, \text{м/с}$	$v_{прод}, \text{м/с}$
200	3160	5841
400	3176	5872
500	3181	5885
580	3190	5879
620	3198	5885

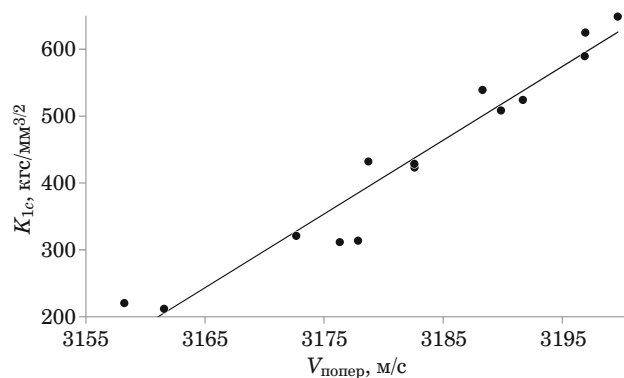


Рис. 4. Связь коэффициента  $K_{1c}$  со скоростью поперечной волны в стали 38ХНЗМФА после различных режимов отпуска

На рис. 4 представлена зависимость коэффициента  $K_{1c}$  от скорости поперечной волны; коэффициент корреляции  $R = 0,98$ . Зависимость  $K_{1c}(v_{попер})$  имеет линейный характер и ее можно представить в виде

$$K_{1c} = 11,02v_{попер} - 34641. \quad (1)$$

В табл. 3 для сравнения приведены экспериментальные данные и результаты, полученные путем расчета по регрессионной модели. Отклонение расчетных значений  $K_{1c}$  от экспериментальных в среднем составляет 7,5 %.

По мере повышения температуры отпуска в стали развиваются процессы, ведущие к росту объемной доли карбидной фазы, уменьшению степени дисперсности карбидов и повышению плотности материала, в результате чего происхо-

Таблица 3. Экспериментальные и расчетные значения  $K_{1c}$  при различных температурах отпуска

$K_{1c}$	Температура отпуска, °C				
	200	400	500	580	620
$K_{1c}^{эксп} (-50^\circ\text{C}), \text{кгс/мм}^{3/2}$	219	316	428	524	621
$K_{1c}^{расч}, \text{кгс/мм}^{3/2}$	181	354	417	512	599
$\Delta K_{1c}, \text{кгс/мм}^{3/2}$	38	38	11	12	22

Таблица 4. Физико-механические характеристики стали 38ХНЗМФА после различных режимов термообработки

Температура отпуска, °C	Плотность $\rho, \text{г/см}^3$	$E_{расч}, \text{МПа}$	$E_{эксп}, \text{МПа}$
200	7814	201 570	189 017
400	7828	204 121	202 726
500	7829	205 001	201 956
580	7831	206 255	203 000
620	7835	210 222	194 796



дит увеличение модуля упругости стали и скорости прохождения упругих волн. Расчетный и экспериментальный модули упругости после различных режимов температуры отпуска представлены в табл. 4.

Изменение модулей можно учесть, используя различные приближения [8, 9]. Задача определения эффективных модулей  $M$  упругих свойств многофазного материала сначала была решена Фойгтом [10] путем усреднения матрицы упругих модулей кристалла, а затем Рейссом [11] из усреднения матрицы коэффициентов податливости. Модули, например, двухфазного материала по приближению Фойгта и Рейсса находят с помощью следующих выражений:

$$M_c = M_1 u_1 + M_2 u_2, \quad (2)$$

$$1/M_c = u_1/M_1 + u_2/M_2, \quad (3)$$

где  $M_c$ ,  $M_1$ ,  $M_2$  — модули упругости всего материала, фазы 1 и фазы 2 соответственно;  $u_1$  и  $u_2$  — процентное содержание первой и второй фаз  $u_1 + u_2 = 1$ .

Выделение фазы, имеющей модули упругости выше модулей матрицы, должно приводить к увеличению модулей упругости всего материала и, соответственно, к повышению скорости упругих волн, которая определяется для поперечных и продольных волн с помощью следующих выражений [9]:

$$v_t = \sqrt{\frac{\mu}{\rho}}, \quad v_l = \sqrt{\frac{E}{\rho} \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}}, \quad (4)$$

где  $v_t$  и  $v_l$  — скорости распространения сдвиговой и продольной ультразвуковых волн соответственно;  $\rho$  — плотность материала;  $\mu$  — модуль сдвига;  $E$  — модуль Юнга;  $\nu$  — коэффициент Пуассона. Полученные изменения скорости ультразвуковых волн можно объяснить эволюцией микронапряжений и фазовыми изменениями, происходящими при термообработке стали 38ХНЗМФА.

Существенное влияние термообработки на прочностные и пластические свойства исследуемого металла и монотонное изменение скорости упругих волн, связанное с эволюцией структуры материала, позволило получить высокую корреляционную связь величины трещиностойкости с акустической характеристикой.

Таким образом, экспериментальные исследования показали высокую чувствительность скорости распространения ультразвуковых волн к структурным изменениям при термической обработке стали 38ХНЗМФА. Установлена корреляционная связь между критическим коэф-

фициентом интенсивности напряжений стали 38ХНЗМФА и акустическими параметрами. Наиболее чувствительным параметром к изменению  $K_{1c}$  в результате термической обработки является скорость распространения поперечных ультразвуковых волн.

Получены зависимости скорости распространения продольных и поперечных ультразвуковых волн, величины коэффициента трещиностойкости  $K_{1c}$  и ударной вязкости стали 38ХНЗМФА от температуры отпуска в интервале 200 – 620 °С. Вид зависимостей носит линейный характер, за исключением аномального уменьшения  $K_{1c}$  при температурах 300 – 400 °С.

Отклонение значений  $K_{1c}$ , рассчитанных по данным акустических измерений, от экспериментальных данных в среднем составляет 7,5 %.

Показана принципиальная возможность оценки параметра трещиностойкости  $K_{1c}$  акустическим методом по результатам измерения скорости прохождения поперечных ультразвуковых волн для стали 38ХНЗМФА в исследованном интервале температур. Данная оценка трещиностойкости имеет большое значение, поскольку сталь 38ХНЗМФА используется для изготовления ответственных деталей в машиностроении.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ботаки А. А., Ульянов В. Л., Шарко А. В. Ультразвуковой контроль прочностных свойств конструкционных материалов. — М.: Машиностроение, 1983. — 79 с.
2. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. — М.: Мир, 1972. — 308 с.
3. Мишакин В. В., Ключников В. А., Гончар А. В. Связь энергии деформации с коэффициентом Пуассона при циклическом нагружении аустенитной стали / ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 5. С. 32 – 36.
4. Бернштейн М. Л., Рахштадт А. Г. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник. Т. 1. — М.: Металлургия, 1983. — 368 с.
5. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1986. — 544 с.
6. Стародубов К. Ф. Процессы, происходящие при отпуске. — М.: Профиздат, 1960. — 32 с.
7. Гольштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 321 с.
8. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. — М.: Логос, 2000. — 272 с.
9. Курдюмов Г. В. Явления закалки и отпуска стали. — М.: Металлургия, 1960. — 64 с.
10. Voigt W. Lehrbuch der Kristallphysik. — Berlin: Teubner, 1928. — 625 p.
11. Reuss A. Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle / Zs. angew. Math, und Mech. 1929. Bd. 9. N 1. P. 49 – 58.

## REFERENCES

1. Botaki A. A., Ul'yanov V. L., Sharko A. V. Ultrasonic testing of strength properties of structural materials. — Moscow: Mashinostroenie, 1983. — 79 p. [in Russian].

2. **Truell R., Elbaum Ch., Chik B.** Ultrasonic methods in solid state physics. — Moscow: Mir, 1972. — 308 p. [Russian translation].
3. **Mishakin V. V., Klyushnikov V. A., Gonchar A. V.** The relationship between deformation energy and Poisson's ratio under cyclic loading of austenitic steel / *Zh. Teor. Fiz.* 2015. Vol. 85. Issue 5. P. 32 – 36 [in Russian].
4. **Bernshtein M. L., Rakhshadt A. G.** Metallurgy and heat treatment of steel: reference book. Vol. 1. — Moscow: Metallurgiya, 1983. — 368 p. [in Russian].
5. **Gulyaev A. P.** Metallurgy. — Moscow: Metallurgiya, 1986. — 544 p. [in Russian].
6. **Starodubov K. F.** Processes occurring during the tempering of steels. — Moscow: Profizdat, 1960. — 32 p. [in Russian].
7. **Gol'shtein M. I., Litvinov V. S., Bronfin B. M.** Metallo-physics of high-strength alloys. — Moscow: Metallurgiya, 1986. — 321 p. [in Russian].
8. **Valiev R. Z., Aleksandrov I. V.** Nanostructured materials obtained by intense plastic deformation. — Moscow: Logos, 2000. — 272 p. [in Russian].
9. **Kurdyumov G. V.** The phenomena of hardening and tempering steel. — Moscow: Metalurgizdat, 1960. — 64 p. [in Russian].
10. **Voight W.** Lehrbuch der Kristallphysik. — Berlin: Teubner, 1928. — 625 p.
11. **Reuss A.** Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle / *Zs. angew. Math. und Mech.* 1929. Bd. 9. N 1. P. 49 – 58.