

УДК 538.911; 549.086; 621.373

В. В. Малеронок¹, А. В. Кушнеров²,**А. В. Алифанов³**, доктор технических наук, профессор¹Учреждение образования «Белорусская государственная академия авиации», ул. Уборевича, 77, 220096 Минск, Республика Беларусь, +375 (29) 561 28 88, s-tm.v.v@mail.ru²Государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси», ул. Академическая, 12, 220072 Минск, Республика Беларусь, v_kukareko@mail.ru³Учреждение образования «Барановичский государственный университет», ул. Войкова, 21, 225404 Барановичи, Республика Беларусь, alifanov_aav@mail.ru

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ РЕЖУЩЕГО ОСЕВОГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Исследовалось влияние магнитно-импульсной обработки осевого режущего инструмента из инструментальных сталей Р6М5 и Х6ВМФ на их структуру, фазовый состав и микротвердость. Обнаружено аномально высокое содержание остаточного аустенита в режущей кромке сверла из стали Х6ВМФ. Показано, что в результате магнитно-импульсной обработки сверла из стали Х6ВМФ количество остаточного аустенита в режущей кромке уменьшилось от $V_\gamma = 78\%$ до $V_\gamma = 62\%$, а микротвердость поверхности увеличилась от 550 до 830 HV 0,025. Установлено, что магнитно-импульсная обработка сверл из стали Р6М5 приводит к незначительному уменьшению количества остаточного аустенита в режущей кромке сверла и увеличению микротвердости кромки от 660 до 750 HV 0,01. Установлено, что наложение магнитного поля в процессе магнитно-импульсной обработки сталей приводит к смещению температуры начала мартенситного превращения, что сопровождается снижением количества аустенитной фазы в сталях и увеличением их микротвердости. Воздействие давления магнитного поля на поверхность обрабатываемого инструмента приводит к деформации обрабатываемого материала, что также может сопровождаться эффектом деформационно-активированного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и упрочнением стали.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка; сверло; остаточный аустенит; фазовые переходы; микротвердость; режущий инструмент; сталь Р6М5; сталь Х6ВМФ.

Рис. 2. Табл. 2. Библиогр.: 16 назв.

V. V. Maleronok¹, A. V. Kushnerou²,**A. V. Alifanov³**, DSc in Technical Sciences, Professor¹Educational Institution "Belarusian State Aviation Academy", 77 Uborevicha Str., 220096 Minsk, the Republic of Belarus, +375 (29) 561 28 88, s-tm.v.v@mail.ru²State Scientific Institution "Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus", 12 Akademicheskaya Str., 220072 Minsk, the Republic of Belarus, v_kukareko@mail.ru³Educational Institution "Baranovichi State University", 21 Voykova Str., 225404 Baranovichi, the Republic of Belarus, alifanov_aav@mail.ru

THE EFFECT OF MAGNETIC PULSE PROCESSING ON PHASE TRANSITIONS IN THE SURFACE LAYER OF A CUTTING AXIAL TOOL OF TOOL STEEL

The effect of magnetic pulse processing of axial cutting tools made of tool steels P6M5 ($W \approx 6\%$; $Mo \approx 5\%$) and X6VMF ($Cr \approx 6\%$; $W \approx 1\%$; $Mo \approx 1\%$; $V \approx 1\%$) on their structure, phase composition and microhardness were studied. An abnormally high content of residual austenite in the cutting edge of the drill made of steel X6VMF was found. It is shown that as a result of magnetic pulse processing of a drill made of steel X6VMF, the amount of residual austenite in the cutting edge decreased from $V_\gamma = 78\%$ to $V_\gamma = 62\%$, and the microhardness of the surface increased from 550 to 830 HV 0.025. It is established that MPP of drills made of P6M5 steel leads to a slight decrease for austenite in the cutting edge of the drill and an increase in the microhardness of the edge from 660 to 750 HV 0.01. It is established that the superposition of a magnetic field during the magnetic pulse processing of steels leads to a shift in the temperature in the beginning of the martensitic transformation, which is accompanied by a decrease in the austenitic

phase amount in the steels and an increase in their microhardness. In addition, the effect of magnetic field pressure on the surface of the processed tool leads to deformation of the processed material, which can also be accompanied by the effect of deformation-activated $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation of steel hardening.

Key words: magnetic pulse processing; drill; residual austenite; phase transitions; microhardness; cutting tool; R6M5 steel; X6BMФ steel.

Fig. 2. Table 2. Ref.: 16 titles.

Введение. Среди применяющегося в промышленности Республики Беларусь металло- и деревообрабатывающего инструмента следует выделить осевой режущий инструмент из быстрорежущей стали (сверла, фрезы, метчики, развертки и т. д.), отличающийся повышенной износостойкостью режущих кромок, но при действии ударных нагрузок подверженный выкрашиванию и разрушению. Широкое распространение также получил инструмент из стали повышенной износостойкости, легированной вольфрамом, молибденом и ванадием (например, сталь X6BMФ). На территории Республики Беларусь производство осевого режущего инструмента ограничено предприятием ОАО «Оршанский инструментальный завод», а большинство импортного инструмента поставляется из России, Китая и Германии. При этом качество и технологичность изготовления импортного инструмента зачастую не соответствует ГОСТам (по химическому составу, твердости, проценту остаточного аустенита, шероховатости и баллу зернистости, стойкости и т. д.). В связи с этим актуальной проблемой является повышение эксплуатационных показателей всей номенклатуры режущего инструмента на стадии производства либо финишная обработка готовых изделий перед эксплуатацией. При этом возможно применение методов поверхностного упрочнения готовых изделий, основанных на нанесении соответствующих покрытий или физико-химическом модифицировании поверхностного слоя, направленных на повышение прочности и износостойкости инструмента [1—4]. Кроме того, наряду с известными способами упрочнения режущего инструмента (термическая, термомеханическая, химико-термическая обработка) все более широкое распространение получают инновационные методы поверхностной обработки: напыление защитных покрытий, электроискровое, лазерное, электронно-лучевое и магнитно-импульсное упрочнение [5—9]. Одним из перспективных методов упрочняющей обработки готовых изделий является магнитно-импульсная обработка (далее — МИО), которая обладает рядом преимуществ по сравнению с другими методами: низкая себестоимость обработки, сохранение геометрии обработанных изделий, отсутствие расходных материалов и дополнительных агрессивных сред, простота технологической оснастки и экологическая чистота [8; 9].

Материалы и методы исследования. Для проведения МИО использованы партии закаленных сверл двух диаметров: 10 мм («Томский инструмент»), изготовленные из быстрорежущей стали Р6М5; 20 мм («Туламаш»), изготовленные из стали повышенной износостойкости типа X6BMФ. На исследуемых сверлах определялся их химический состав с использованием оптико-эмиссионного спектрометра Spectro.

Химический состав образцов сверл диаметром 10 и 20 мм представлен в таблице 1, где также приведен химический состав стандартной быстрорежущей стали Р6М5 в соответствии с ГОСТ 19265-73 [10].

Согласно данным таблицы 1, партия сверл диаметром 10 мм по большинству элементов соответствовала показателям ГОСТа стали Р6М5. Сверла диаметром 20 мм соответствовали вольфрам-молибденовой стали повышенной износостойкости типа X6BMФ [11].

Магнитно-импульсная обработка сверл проводилась на установке МИУ-3 (с увеличенной конденсаторной батареей) серией импульсов (по 7 импульсов в серии; энергия импульса составляла 10 кДж). Измерение микротвердости проводилось методом Виккерса на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор 10 и 25 г.

Т а б л и ц а 1. — Химический состав образцов сверла

Химический элемент	Образец		
	Р6М5 (ГОСТ 19265)	Р6М5 (сверло Ø10 мм)	Х6ВМФ (сверло Ø20 мм)
C	0,82...0,90	0,89	1,20
Si	0,20...0,50	0,36	1,69
Mn	0,20...0,50	0,24	0,32
Ni	До 0,60	0,32	0,19
S	До 0,025	0,023	0,01
P	До 0,03	0,03	0,02
Cr	3,80...4,40	3,52	5,14
Mo	4,80...5,30	5,53	1,05
W	5,50...6,50	5,27	1,44
V	1,70...2,10	1,70	0,69
Co	До 0,50	0,32	—
Cu	До 0,25	0,23	0,10
Fe	От 75,00	81,80	88,83

Рентгеноструктурный анализ образцов сверл проводился на дифрактометре POWDIX 600 в монохроматизированном кобальтовом ($\text{CoK}\alpha$) излучении ($\lambda = 0,178897$ нм). Рентгеновская съемка осуществлялась в фокусировке по Брэггу—Брентано в непрерывном режиме со скоростью 0,01 град / с при напряжении 30 кВ и анодном токе 10 мА. Для расшифровки фазового состава использовалась картотека стандартных спектров PDF-2. При обработке данных рентгеноструктурного анализа использовались программы автоматизированного программного комплекса Crystallographica Search-Match и HighScore Plus Demo. Определение количества остаточного аустенита проводилось с помощью расчетов интегральной площади дифракционных линии 110 от α -Fe и линии 111 от γ -Fe.

Результаты исследования и их обсуждение. Проводилось исследование микротвердости сверл, изготовленных из стали Х6ВМФ ($\varnothing 20$ мм) и стали Р6М5 ($\varnothing 10$ мм), а также определение фазового состава сверл в состоянии поставки и после различных циклов МИО.

В исходном состоянии режущий инструмент из стали Р6М5 ($\varnothing 10$ мм) содержит мартенсит (α -Fe), аустенит (γ -Fe) и карбиды вольфрама (рисунок 1, а). Содержание аустенитной фазы в поверхностном слое режущей кромки $V_\gamma = 26$ %, что согласуется с литературными данными для термообработанной закаленной стали Р6М5 [12]. В центральной части сверла содержание остаточного аустенита не превышало 15 %.

В состоянии поставки сверло из стали Х6ВМФ имело микротвердость сердцевины 730 HV 0,025, а микротвердость режущей кромки составляла 550 HV 0,025. Фазовый состав сверла $\varnothing 20$ мм из стали Х6ВМФ включает в себя мартенсит (α -Fe) и аустенит (γ -Fe). При этом содержание аустенитной фазы в сердцевине сверла $\varnothing 20$ мм составляло 15 %, а в поверхностном слое режущей кромки сверла $V_\gamma = 78$ % (см. рисунок 1, б). Пониженная твердость и аномально высокое содержание аустенита в режущей кромке сверла $\varnothing 20$ мм связано, по-видимому, с нарушением технологии механической шлифовки сверла — образованием прижогов.

После серии циклов МИО сверл (7 импульсов, 10 кДж) количество остаточного аустенита в их режущих кромках существенно снижается (см. рисунок 1, в, г). В частности, для сверла $\varnothing 10$ мм содержание аустенитной фазы уменьшается до $V_\gamma = 23$ %, а для сверла $\varnothing 20$ мм V_γ уменьшается до 62 %. При этом в стали Р6М5 существенно возрастает микротвердость.

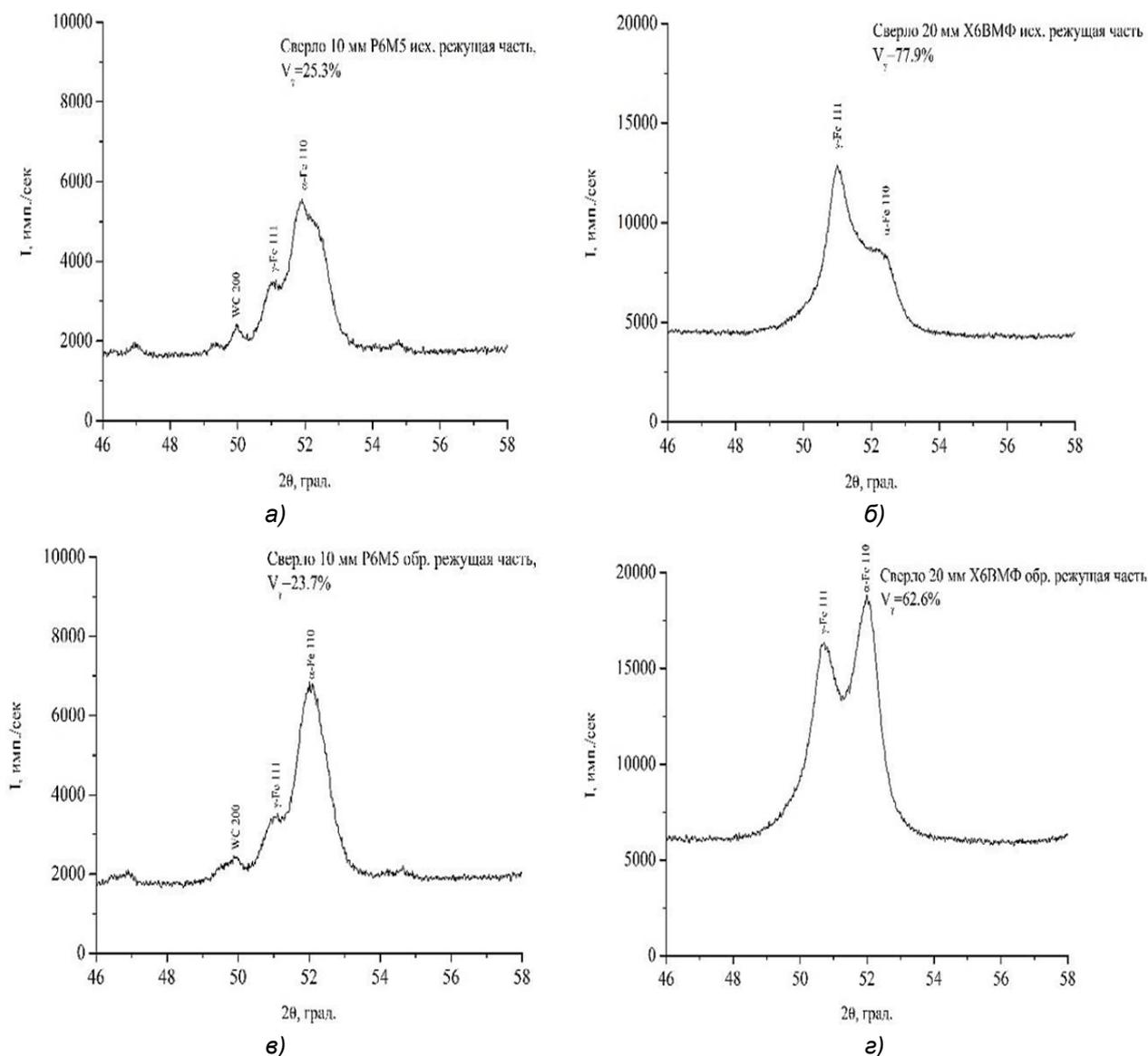


Рисунок 1. — Рентгеновские дифракционные линии от аустенитной фазы в режущей части сверла: а — исходного диаметром 10 мм; б — исходного диаметром 20 мм; в — обработанного (7 импульсов, 10 кДж) диаметром 10 мм; г — обработанного (7 импульсов, 10 кДж) диаметром 20 мм

Измерение микротвердости сверла выполнялось по пяти контрольным точкам (рисунок 2). Результаты измерения представлены в таблице 2. Микротвердость сверла в исходном состоянии изменяется от 630 до 710 HV 0,01, а средняя микротвердость по всему сечению режущего инструмента составляет 660 HV 0,01. После применения МИО микротвердость стали Р6М5 возрастает до уровня 750 HV 0,01. В стали Х6ВМФ микротвердость поверхности возрастает до уровня 830...850 HV 0,025. Таким образом, эффективность от применения МИО в большей степени характерна для партии сверл с исходно повышенным количеством аустенитной фазы. Вместе с тем высокий уровень микротвердости обработанной МИО стали Х6ВМФ может быть вызван как фазовым $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, так и дополнительным упрочнением поверхности сверла вследствие деформации его поверхностного слоя под действием давления, вызванного взаимодействием импульсного магнитного поля, создаваемого внешним источником, с током, индуцируемым этим полем в обрабатываемой детали [13].



1, 4, 6, 9 — ленточка (режущая кромка); 2, 3, 7, 8 — спинка; 5, 10 — канавка

Рисунок 2. — Контрольные точки измерения микротвердости на исходном (а) и обработанном (б) шлифе сверла (Ø 10 мм) из стали Р6М5

Т а б л и ц а 2. — Значения микротвердости образцов сверл (10 мм) из стали Р6М5

Образец	Точка измерения	HV 0,01
Обработанный	1	820
	2	670
	3	800
	4	700
	5	800
	Среднее значение	750
Исходный	6	670
	7	650
	8	650
	9	630
	10	710
	Среднее значение	660

Обнаруженное явление фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при МИО связано с двумя причинами. Как показано в работах [14; 15], наложение магнитного поля приводит к смещению температуры фазового равновесия ΔT , которое выражается уравнением Кривоглаза—Садовского:

$$\Delta T = T_0 \frac{\Delta M \Delta H}{q}, \quad (1)$$

где ΔT — смещение температуры начала мартенситного превращения (M_n);

T_0 — температура равенства (фазового равновесия) свободных энергий мартенсита и аустенита;

ΔM — разность магнитных моментов мартенсита и аустенита;

ΔH — прирост напряженности магнитного поля H ;

q — теплота $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Таким образом, наложение магнитного поля расширяет температурную область существования ферромагнитной фазы и смещает температуры T_0 и M_n , что приводит к дополнительному превращению аустенита в мартенсит [15].

Результаты расчетов из работы [15] показывают, что смещение температур T_0 , M_n в постоянных магнитных полях низкой напряженности составляет $7 \div 10$ °С. В сверхсильных и импульсных магнитных полях сдвиг температуры равновесия может составлять $30 \dots 60$ °С, что должно приводить к существенному уменьшению количества остаточного аустенита в инструментальных сталях.

Таким образом, обнаруженное явление фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при МИО связано со смещением температуры начала мартенситного превращения M_n [14; 15], а также с деформацией поверхности обрабатываемого материала, что также может сопровождаться эффектом деформационно-активированного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и упрочнением стали [16].

Интересно отметить, что проведение МИО сталей сопровождается сдвигом дифракционных линий от матричных α - и γ -фаз в сторону меньших углов рассеяния (см. рисунок 1). Указанное явление может быть связано с появлением сжимающих напряжений в поверхностном слое обработанных МИО изделий вследствие деформации поверхностного слоя сталей при протекании в них мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Формирование сжимающих напряжений в поверхностных слоях сталей приводит к увеличению сопротивления зарождению и распространению микротрещин при трении и циклическом нагружении материала [13].

Полученные результаты свидетельствуют о комплексном воздействии МИО: за счет создаваемого давления на близкие ко внутренней поверхности индуктора точки сверла (см. рисунок 2: 1, 4 — ленточка; 2, 3 — спинка), а также вследствие тепловых эффектов (разогрева сверла) на участках с цилиндрической формой, удобных для протекания индукционных токов (5 — канавка).

Таким образом, при МИО изделий с повышенным содержанием аустенитной фазы важную роль играет проведение одной серии импульсов (количество импульсов, величина энергии обработки), позволяющей создать расчетные термодинамические условия обработки. Например, для диаметров сверл $10 \dots 20$ мм серия МИО представляет собой порядка 7 импульсов с энергией обработки 10 кДж.

Заключение. Исследовано влияние МИО осевого режущего инструмента из инструментальных сталей Р6М5 и Х6ВМФ на содержание в них остаточного аустенита и на микротвердость режущей части сверла. Установлено, что для стали Х6ВМФ количество аустенитной фазы железа уменьшается от 78 до 62 %. При этом микротвердость увеличилась от 550 до $830 \dots 850$ HV 0,025.

Показано, что обработка импульсным магнитным полем сверла из стали Р6М5 приводит к незначительному уменьшению процента остаточного аустенита с 26 до 23 %. В то же время микротвердость (среднее значение) увеличилась на 14 %.

Установлено, что наложение магнитного поля приводит к сдвигу температур фазового равновесия и начала мартенситного превращения, что вызывает существенное уменьшение количества остаточного аустенита в инструментальных сталях. Взаимодействие импульсного магнитного поля, создаваемого внешним источником, с током, индуцируемым этим полем в обрабатываемой детали, приводит к деформации поверхностного слоя под действием давления, что также сопровождается эффектом деформационно-активированного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и упрочнением α -фазы.

Указанные результаты позволяют сделать вывод, что МИО характеризуется комплексным воздействием на обрабатываемый инструмент.

Список цитированных источников

1. Верещака, А. С. Некоторые тенденции развития технологической производственной среды / А. С. Верещака // СТИН. — 2009. — № 8. — С. 12—19 ; № 9. — С. 9—14.
2. Шадуя, В. Л. Современные методы обработки материалов в машиностроении : учеб. пособие / В. Л. Шадуя. — Минск : Техноперспектива, 2008. — 314 с.

3. Упрочнение поверхностей деталей комбинированными способами / А. Г. Бойцов [и др.]. — М. : Машиностроение, 1991. — 144 с.
4. Современные методы и технологии создания и обработки материалов : материалы II Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 3—5 окт. 2007 г. : в 2 ч. / редкол.: С. А. Астапчик [и др.] ; Нац. акад. наук Беларуси, М-во промышленности Респ. Беларусь, Гос. ком. по науке и технологиям Респ. Беларусь. — Минск : Экоперспектива, 2007. — Ч. 1. — 204 с.
5. Гитлевич, А. Е. Электроискровое легирование металлических поверхностей / А. Е. Гитлевич, В. В. Михайлов, Н. Я. Парканский. — Кишинев : Штиница, 1985. — 196 с.
6. Технология нанесения покрытий на основе карбида титана ЭИО деталей с СВС-реагентами / О. П. Репут [и др.] // Литье и металлургия. — 2007. — № 1 (41). — С. 145—153.
7. Акимов, В. В. Повышение свойств быстрорежущей стали для режущего инструмента / В. В. Акимов, П. В. Петунин, О. Ю. Бургонова // Машиностроение и материаловедение. — 2014. — № 2. — С. 27—30.
8. Орлов, А. С. Повышение работоспособности режущих инструментов путем упрочнения импульсной магнитной обработкой : дис. ... канд. техн. наук : 25.05.12 / А. С. Орлов. — Иваново, 2012. — 185 л.
9. Магнитно-импульсная упрочняющая обработка изделий из конструкционных и инструментальных сталей / А. В. Алифанов [и др.] // Литье и металлургия. — 2012. — № 3. — С. 77—82.
10. Прутки и полосы из быстрорежущей стали : ГОСТ 19265-73. — Введ. 10.12.73. — М. : Изд-во стандартов, 1973. — 22 с.
11. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. — М. : Металлургия, 1983. — 527 с.
12. Гуляев, А. П. Металловедение : учеб. для вузов / А. П. Гуляев. — 6-е изд., перераб. и доп. — М. : Металлургия, 1986. — 544 с.
13. Алифанов, А. В. Магнитно-импульсная обработка стальных изделий / А. В. Алифанов, Ж. А. Попова, Н. М. Цианенко // Перспективные материалы и технологии. — Витебск : Изд-во ВГТУ. — 2013. — Гл. 25. — С. 520—543.
14. Садовский, В. Д. Остаточный аустенит в закаленной стали / В. Д. Садовский, Е. А. Фокина. — М. : Наука, 1986. — 112 с.
15. Природа влияния магнитных полей на температуру начала мартенситного превращения в сплавах железа / В. М. Счастливцев [и др.] // Физика твердого тела. — 2016. — Т. 58, вып. 2. — С. 327—335.
16. Бланк, В. Д. Фазовые превращения в твердых телах при высоком давлении / В. Д. Бланк, Э. И. Эстрин. — М. : ФИЗМАТЛИТ, 2011. — 412 с.

Поступила в редакцию 25.03.2022.