

## Влияние высокого отпуска и остаточного аустенита на характеристики инструментальной стали

Д.А. Шнайдер<sup>а</sup>, П.В. Татанов<sup>б</sup>, А.Р. Янющкин<sup>с</sup>

Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, пр. Московский, 15, Чебоксары, Республика Чувашия

<sup>а</sup> dmitrij.schneider@hotmail.com, <sup>б</sup> tatanov@list.ru, <sup>с</sup> andreyyayushkin@mail.ru

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2426-3839>, <sup>б</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9919-6194>, <sup>с</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5744-8987>

Статья поступила 14.06.2023, принята 08.09.2023

*Высокий отпуск инструментальных сталей во время термической обработки достаточно сильно влияет на процентное содержание остаточного аустенита в обрабатываемых заготовках. Являясь нестабильной структурой, остаточный аустенит ухудшает характеристики металла. Авторами предложена методика термической обработки инструментальных сталей для снижения остаточного аустенита в деталях после закалки. В качестве примера приведен опыт закаливания штамповой стали K110 на АО «Чебоксарский электроаппаратный завод». Для исследования опытных образцов использовались методы химического анализа и измерения твердости по Роквеллу. Для изучения остаточного аустенита применялся рентгеновский дифрактометр по методу Ритвельда и дифракция обратного рассеивания электронов. Оценка внутренних напряжений произведена в программе Deform HT. В ходе проведенных исследований и анализа выявлены зависимость количественного содержания остаточного аустенита в закаленных сталях от режимов термообработки и его вредное влияние. Сформулированы факторы образования трещин и методы их устранения. Установлено, что для снижения остаточного аустенита в закаленных деталях необходимо применять не менее двух высоких отпусков. Необходимо производить дополнительный, третий отпуск для быстрорежущих сталей, крупной оснастки и тех деталей, которые подвергались электроэрозионной обработке и механической нагрузке (фрезерование, шлифование и прессовая посадка). Применение программы Deform HT позволяет до термообработки провести анализ и, по возможности, откорректировать оснастку.*

**Ключевые слова:** термообработка; электроэрозия; проволочная вырезка; остаточный аустенит; внутренние напряжения; термические напряжения; высокий отпуск; трещины.

## The effect of high tempering and residual austenite on the characteristics of tool steel

D.A. Shnaider<sup>а</sup>, P.V. Tatanov<sup>б</sup>, A.R. Yanyushkin<sup>с</sup>

Chuvash State University under name of I.N. Ulianov; 15, Moskovsky Prospect, Cheboksary, the Chuvash Republic

<sup>а</sup> dmitrij.schneider@hotmail.com, <sup>б</sup> tatanov@list.ru, <sup>с</sup> andreyyayushkin@mail.ru

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2426-3839>, <sup>б</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9919-6194>, <sup>с</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5744-8987>

Received 14.06.2023, accepted 08.09.2023

*High tempering of tool steels during heat treatment has a strong effect on the percentage of retained austenite in the workpieces being processed. Being an unstable structure, retained austenite worsens the characteristics of the metal. The method is proposed for heat treatment of tool steels to reduce retained austenite in parts after hardening. As an example, the experience of hardening die steel K110 at JSC "Cheboksary Electrical Apparatus Plant" is given. To study the prototypes, methods of chemical analysis and the Rockwell hardness measurement are used. To study retained austenite, an X-ray diffractometer using the Rietveld method and electron backscatter diffraction are used. Internal stresses are assessed using the Deform HT program. In the course of the research and analysis, the dependence of the quantitative content of retained austenite in hardened steels on heat treatment conditions and its harmful effects was revealed. The factors for the formation of cracks and methods for their elimination are formulated. It has been established that to reduce retained austenite in hardened parts, it is necessary to use at least two high temperings. It is also necessary to carry out an additional, third tempering for high-speed steels, large equipment and those parts that have been subjected to electrical discharge machining and mechanical stress (milling, grinding and press fit). The use of the Deform HT program allows to analyze and, if possible, adjust the equipment before heat treatment.*

**Keywords:** heat treatment; electrical discharge machining; wire EDM; retained austenite; internal stresses; thermal stresses; high tempering; cracks.

**Введение.** На сегодняшний день в промышленности все больше требований предъявляется к качеству и точности получаемых изделий. При этом инструменты работают в достаточно тяжелых условиях. Это технологи-

ческая оснастка, представляющая собой режущий инструмент, штампы, молоты, литейные формы и пресс-формы. Современные стали, из которых данный инструмент изготовлен, характеризуются повышенной проч-

ностью и износостойкостью. Применение дорогих материалов увеличивает итоговую себестоимость не более чем на 15–20 % и, как правило, составляет около 20 % от стоимости уже готовой оснастки. Остальные затраты составляют издержки, связанные с изготовлением (зарплата, энергозатраты, расходные материалы и инструменты). Новые материалы величают экономическую эффективность за счет повышения ресурса, снижения затрат на ремонт и изготовление дублеров, позволяют ритмично выпускать продукцию, и самое главное, — избежать остановки производства. Это повышает экономическую эффективность. Однако ошибки в технологическом процессе изготовления формообразующих деталей могут свести всю работу к нулю. Термообработка на многих предприятиях — самое слабое место.



Рис. 1. Заготовка со сколом

Содержание остаточного аустенита (далее — ОА) в закаленных деталях снижает ресурс инструмента и приводит к его поломке. Так, например, в работе [1] описывается причина заклинивания и разрушения подшипников качения из-за нестабильности ОА. В [2] ОА указан причиной размерной нестабильности деталей в результате низкого отпуска и склонности материала к вторичной закалке. В исследовании [3] наоборот используется ОА для самоупрочнения поверхностного слоя детали, работающего в абразивной среде, как и в работе [4], где показано положительное влияние ОА на ударную вязкость в инструментальных сталях. Немало исследований проведено в области влияния ОА на усталостную прочность в низколегированных сталях. Например, в работе [5] показано вредное влияние на мартенситные дисперсионно-твердеющие стали, где с повышением ОА повышаются пластичность и ударная вязкость, но падает усталостная прочность. В то же время, есть обратный эффект в подшипниковых [6] и конструкционных [7] сталях, где наоборот ОА повышает усталостную прочность за счет внутренних напряжений, возникающих при наклепе и трансформации ОА в мартенсит, которые, в свою очередь, сдерживают распространение микротрещин.

На наш взгляд, недостаточно изучено влияние ОА на образование трещин во время изготовления деталей из высоколегированных инструментальных сталей и на их усталостное разрушение.

В результате анализа процента брака, связанного с пересортицей и качеством поставляемого сырья на АО «Чебоксарский электроаппаратный завод» (АО «ЧЭАЗ»), было принято решение применить сталь K110 производства «BÖHLER Edelstahl» и провести опытные испытания штамповой оснастки. Ранее использовалась марка

X12MФ, которая является примерным аналогом стали K110. С новой сталью были снижены издержки на ремонт, обработку и ускорен производственный процесс с увеличением качества и сроков службы инструмента. Однако некоторое время спустя в процессе проволочной электроэрозионной обработки (ЭЭО) произошел скол по всей длине заготовки пуансона (рис. 1). Так как во время ЭЭО по причине локальных закалок в зоне обработки возможны появления внутренних напряжений, ошибочно посчитали причиной брака неверные режимы ЭЭО.

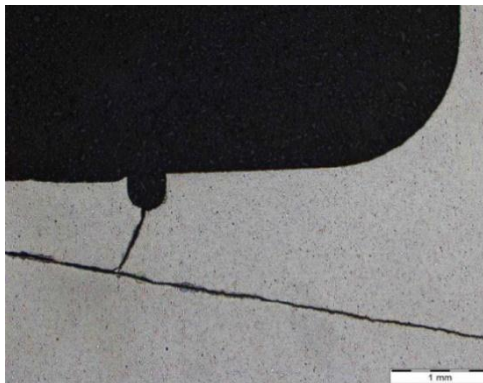
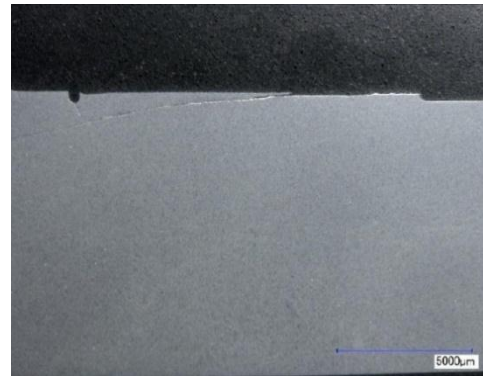
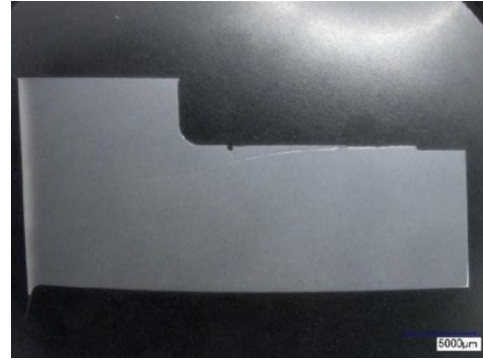
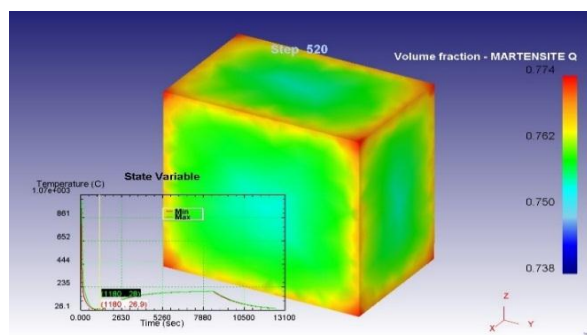
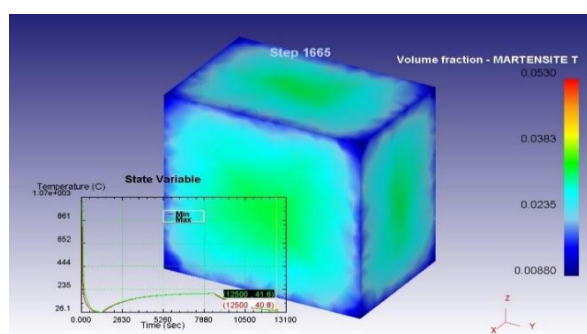


Рис. 2. Обзор зоны зарождения трещины в процессе ЭЭО

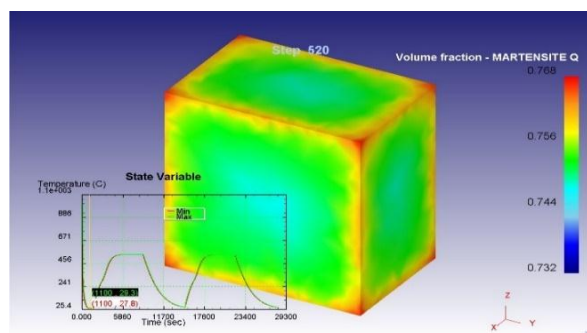
Проблемы, связанные с остаточным аустенитом и внутренними напряжениями, встречаются во всем мире и уже давно изучаются лабораториями таких крупных металлургических заводов, как *Buderus*, *Bohler* и *Ud-deholm* [8; 9].



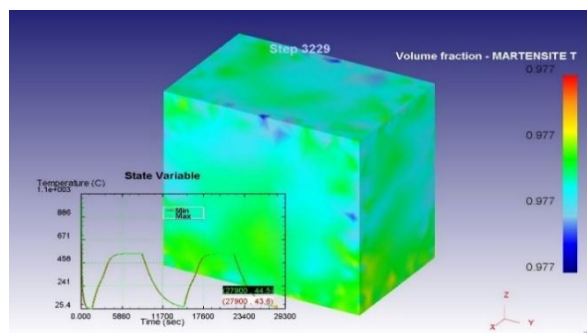
a)



b)



c)



d)

**Рис. 3.** Содержание мартенсита и остаточного аустенита после закалки и отпуска: *a, b* — содержание мартенсита закалки и мартенсита отпуска после аустенизации 1 030 °C и отпуска 200 °C; *c, d* — содержание мартенсита закалки и мартенсита отпуска после аустенизации 1 060 °C и двойного отпуска 540 °C

В связи с тем, что аустенитная структура является неотъемлемой частью любой термической обработки любой стали, во время закалки и последующего отпуска не все кристаллы успевают перейти в мартенсит. Остаточный аустенит, в свою очередь, является метастабильной структурой. Целью исследования являются изучение влияния высокого отпуска и остаточного аустенита на характеристики инструментальных сталей, а также разработка методики термической обработки инструментальных сталей для снижения остаточного аустенита в деталях после закалки.

**Методика и результаты проведения исследования.** В ходе рекламационных работ, связанных с расквашиванием деталей, для дальнейшего анализа заготовки (рис. 1) отправили по гарантийным обязательствам в заводскую лабораторию компании BÖHLER, где были проведены следующие исследования: химический состав, микроструктура, состояние поверхности, твердость и рентгеноструктурный анализ. Химический состав и структура (карбидная неоднородность и размер карбидов) соответствовали марке K110 и стандартам качества завода BÖHLER Edelstahl.

Деталь прошла тщательный осмотр, особенно зона зарождения трещин (рис. 2), и произведены замеры следующих параметров:

- Твердость — 59,8–60,1 HRC, находится в пределах общего диапазона для данной марки.

- Структурный анализ поверхности. Структура стали содержала мартенсит, карбиды и довольно высокое содержание ОА — 42,9 %. Содержание остаточного аустенита было измерено с помощью рентгеновского дифрактометра по методу Ритвельда.

Помимо этого, авторами данной статьи параллельно была произведена оценка внутренних напряжений при симуляции процесса термообработки в программе Deform HT.

Для анализа была создана модель с аналогичными размерами заготовки, которую закачивали на АО «ЧЭАЗ». Основные характеристики заложили со стали компании BÖHLER K110. Симуляция была проведена по двум режимам термообработки для достижения твердости 60HRC:

- 1) Закалка с температуры 1 030 °C, один отпуск при 200 °C, выдержка 2 ч и охлаждение на воздухе. Это довольно часто используемый процесс термообработки аналогичных сталей типа X12MФ.

- 2) Закалка с температуры 1 060 °C, 2-кратный отпуск при 540 °C с двухчасовой выдержкой для каждого и охлаждением на воздухе. При необходимости совершается третий отпуск. Данный режим рекомендуется компанией BÖHLER для стали K110.

На рис. 3 показаны 1-й и 2-й процессы термообработки.

По причине разной скорости охлаждения разных частей изделия образуются отклонения от средней величины (около 3 %) содержания мартенсита закалки (MQ) и мартенсита отпуска (MT). В данном случае цветовая гамма с повышенной контрастностью помогает нам это увидеть.

Очевидно, 3-й отпуск полностью исключает в структуре металла наличие остаточного аустенита и мартенсита закалки (см. таблицу).

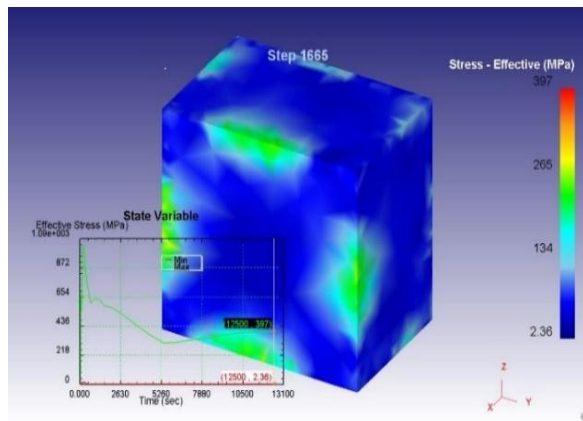
## Фазовый состав стали до и после отпуска

| ТО                                   | Напряжение, МПа | Фазовый состав |      |                  |      |      |
|--------------------------------------|-----------------|----------------|------|------------------|------|------|
|                                      |                 | До отпуска, %  |      | После отпуска, % |      |      |
|                                      |                 | MQ             | OA   | MQ               | MT   | OA   |
| Ауст. 1030 °С<br>1-й отпуск, 200 °С  | 397             | 77,4           | 22,6 | 72,1             | 5,3  | 22,6 |
| Ауст. 1060 °С,<br>2-й отпуск, 540 °С | 232             | 76,8           | 23,2 | 2,3              | 97,7 | 0    |

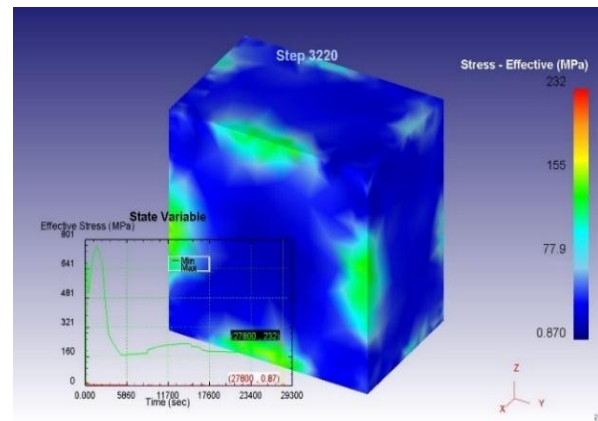
Таблица построена по данным изменения структуры и свойств материала в процессе термообработки инструментальной стали, проведенной во время симуляции, в программе Deform HT.

При сравнении внутренних напряжений на рис. 4

наблюдался аналогичный эффект, при котором внутренние напряжения после низкого отпуска (рис. 4, *a*) остались на довольно высоком уровне — 400 МПа, а после высокого отпуска (рис. 4, *b*) снизились почти в 2 раза относительно первого варианта — 230 МПа.

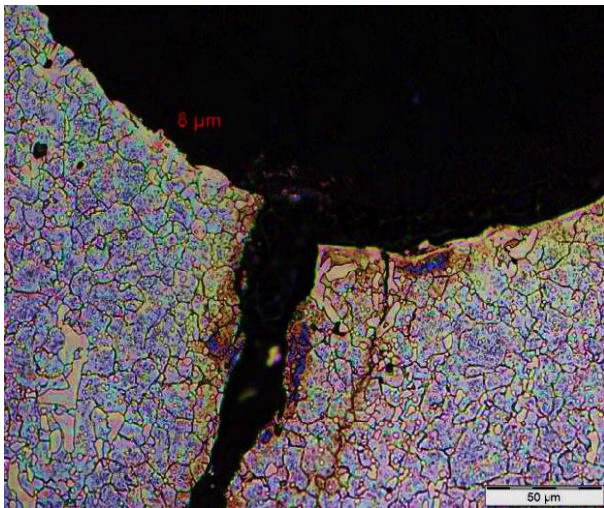


*a)*



*b)*

**Рис. 4.** Напряженное состояние после закалки и отпуска: *a* — после аустенизации 1 030 °С и отпуска 200 °С; *b* — после аустенизации 1 060 °С и отпуска 540 °С



**Рис. 5.** Закаленная микроструктура с высоким содержанием остаточного аустенита

Присутствующий в структуре остаточный аустенит снижает следующие характеристики: твердость на 0,5–2 HRC при содержании его от 6 до 18 %; предел текучести — примерно на 5 МПа на каждый процент аустенита; предел прочности при содержании свыше 10–15 % на 2–3 МПа на каждый процент аустенита. Снижение этих характеристик может снизить износостойкость и усталостную прочность инструмента [10].

При наличии остаточного аустенита снижается стабильность размеров инструментов из-за самопроизвольного его превращения в мартенсит. В процессе длительной эксплуатации происходит увеличение объема кристаллической решетки, вследствие чего размеры детали увеличиваются [11]. Также повышаются внутренние напряжения при изменении объема металла в процессе перехода из ОА в мартенсит закалки [9; 12]. Преобразование ОА в мартенсит закалки может резко снизить ударную вязкость.

Исследованная в лаборатории BÖHLER Edelstahl сталь K110 имела примерно 42 % остаточного аустенита, что свидетельствует о высокой температуре аустенизации, более 1 080 °С, или о долгой выдержке, к примеру, в карбюризаторе.

Наличие в стали ОА может компенсировать внутренние напряжения за счет его низкого предела текучести и тем самым снизить коробление во время закалки, но из-за его нестабильности вызвать резкие внутренние напряжения при трансформации из остаточного аустенита в не отпущенный мартенсит и привести к образованию трещин во время температурного или механического воздействия [13].

Таким образом, можно сделать заключение о том, что главным фактором зарождения трещины в закаленных сталях является высокое содержание ОА и связано с режимами термообработки и недостаточным эффектом отпуска.

**Выводы.** Показаны основные влияния на инструмент при различных режимах термической обработки. В симуляции процесса термообработки в различных условиях показано, что при закалке с последующим двойным высоким отпуском, более 520 °С, наблюдается снижение остаточного аустенита до 0,5 % с дальнейшим повышением стойкости за счет снижения внутренних напряжений и более стабильной структуры по сравнению с низким отпуском. При больших размерах детали рекомендуется тройной высокий отпуск.

Изменение режимов термообработки на АО «ЧЭАЗ» показало следующие преимущества на таких сталях, как K110, M390, S390, 95X18, X12MФ [14; 15]:

1. Высокий отпуск снижает внутренние термические напряжения в отличие от низкого отпуска, уменьшает количество остаточного аустенита, что, в свою очередь, улучшает следующие характеристики:

- выше предел прочности и текучести, выше твердость и, соответственно, усталостная прочность и износостойкость;

- снижаются фазовые напряжения после трансформации аустенита в мартенсит закалки в процессе обработки или работы инструмента;

- лучше обрабатываемость и стабильность размеров в процессе работы инструмента.

2. Применение расчетного комплекса Deform HT позволяет до термообработки провести анализ внутренних напряжений и, по возможности, откорректировать геометрию оснастки. В программе можно увидеть места, где необходимо усилить материал, чтобы он не давал трещин. Впоследствии данный технологический припуск удаляется механическим путем.

#### Литература

1. Околович Г.А., Беленко Н.А. Влияние остаточного аустенита на эксплуатационную надежность подшипников // Ползуновский вестн. 2019. № 4. С. 85-89.
2. Тихонова И.В., Гринберг Е.М., Маркова Е.В. Влияние химического состава на количество остаточного аустенита и склонность стали ко вторичной закалке // Изв. ТулГУ. Технические науки. 2012. № 1. С. 111-120.
3. Чейлях А.П., Рябикина М.А., Караваяева Н.Е. Влияние закалки на структуру, состав метастабильного остаточного аустенита и абразивную износостойкость цементованных конструкционных сталей // Вестн. Приазовский гос. технического ун-та. 2012. № 25. С. 95-101.
4. Садовский В.Д., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в закаленной стали. М.: Наука, 1986. 113 с.
5. Nakagawa N., Miyazaki T. Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel // Department of Materials Science and Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya 466-8555, Japan. 1999. V. 28. № 34. P. 3901-3908.
6. Vinokur B.B., Geller A.L., The effect of residual austenite on contact and fatigue of carburized steel Cr-Ni-W // JAMA Journal of the Minerals, Metals and Materials Society. 1997. V. 49. № 9. P. 69-71.
7. Bjorklund E. The Influence of Hardness and Retained Austenite on the Fatigue Limit after Shot Peening. URL: <http://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:709736/FULLTEXT01.pdf>. (дата обращения: 15.11.2021).
8. Jung I., Lubich V., Wieland H.-J. Tool failures-causes and prevention». 6th international tooling conference. P. 1343-1362. URL: <http://www.isoflame.com.br/assets/pdf/literaturas/1468268343.pdf> (дата обращения: 15.11.2021).
9. Рехан М.А., Медведева А., Свенссон Л. Превращение остаточного аустенита при термической обработке стали для холодной обработки 5 мас. Pct Cr. Metall Mater Trans A 48, 5233-5243 (2017). URL: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4232-5> (дата обращения: 15.09.2023).
10. Anil Kumar Sinha, Bohn Piston Division. Defects and Distortion in Heat-Treated Parts. ASM Handbook, V. 4: Heat Treating. 1991. P. 601-619.
11. George Krauss. Steels, Processing, Structure, and Performance. ASM International, 2015. P. 641-642.
12. Thomas G. Retained austenite and tempered martensite embrittlement. Metall Mater Trans A. 1978. 9. P. 439-450. URL: <https://doi.org/10.1007/BF02646396> (дата обращения: 15.09.2023).

13. Hossain R., Pahlevani F., Quadir M.Z., Sahajwalla V. Stability of retained austenite in high carbon steel under compressive stress: an investigation from macro to nano scale. Scientific reports, 2016. P. 3-6.
14. Татанов П.В., Янюшкин А.Р., Шнайдер Д.А., Янюшкин А.С. Опыт электроэрозионного фрезерования на АО «Челбоксарский электроаппаратный завод» // Актуальные проблемы в машиностроении. 2021. Т. 8. № 3-4. С. 57-62.
15. Татанов П.В., Янюшкин А.Р., Шеров К.Т., Янюшкин А.С. Использование вторичного ресурса твердосплавных сменных многогранных пластин в металлообработке // Наука и техника Казахстана. 2021. № 1. С. 85-96.

#### References

1. Okolovich G.A., Belenko N.A. The effect of residual austenite on the operational reliability of bearings // Polzunovsky vestnik. 2019. № 4. P. 85-89.
2. Tihonova I.V., Grinberg E.M., Markova E.V. Influence of chemical composition on the amount of residual austenite and the tendency of steel to secondary hardening // Izvestiya Tula State University ( Izvestiya TulGU ). Technical sciences. 2012. № 1. P. 111-120.
3. Chejlyah A.P., Ryabikina M.A., Karavaeva N.E. The effect of quenching on the structure, composition of metastable residual austenite and abrasive wear resistance of cemented structural steels // Vestn. Priazovskij gos. tekhnicheskogo un-ta. 2012. № 25. P. 95-101.
4. Sadovskij V.D., Fokina E.A. Residual austenite in hardened steel. M.: Nauka, 1986. 113 p.
5. Nakagawa N., Miyazaki T. Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel // Department of Materials Science and Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya 466-8555, Japan. 1999. V. 28. № 34. P. 3901-3908.
6. Vinokur B.B., Geller A.L., The effect of residual austenite on contact and fatigue of carburized steel Cr-Ni-W // JAMA Journal of the Minerals, Metals and Materials Society. 1997. V. 49. № 9. P. 69-71.
7. Bjorklund E. The Influence of Hardness and Retained Austenite on the Fatigue Limit after Shot Peening. URL: <http://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:709736/FULLTEXT01.pdf>. (data obrashcheniya: 15.11.2021).
8. Jung I., Lubich V., Wieland H.-J. Tool failures-causes and prevention». 6th international tooling conference. P. 1343-1362. URL: <http://www.isoflame.com.br/assets/pdf/literaturas/1468268343.pdf> (data obrashcheniya: 15.11.2021).

9. Rekhan M.A., Medvedeva A., Svensson L. Transformation of residual austenite during heat treatment of steel for cold processing 5 mas. *Pct Cr. Metall Mater Trans A* 48, 5233-5243 (2017). URL: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4232-5> (data obrashcheniya: 15.09.2023).
10. Anil Kumar Sinha, Bohn Piston Division. Defects and Distortion in Heat-Treated Parts. *ASM Handbook, V. 4: Heat Treating*. 1991. P. 601-619.
11. George Krauss. *Steels, Processing, Structure, and Performance*. ASM International, 2015. P. 641-642.
12. Thomas G. Retained austenite and tempered martensite embrittlement. *Metall Mater Trans A*. 1978. 9. P. 439-450. URL: <https://doi.org/10.1007/BF02646396> (data obrashcheniya: 15.09.2023).
13. Hossain R., Pahlevani F., Quadir M.Z., Sahajwalla V. Stability of retained austenite in high carbon steel under compressive stress: an investigation from macro to nano scale. *Scientific reports*, 2016. P. 3-6.
14. Tatanov P.V., YAnyushkin A.R., SHnajder D.A., YAnyushkin A.S. Experience of electroerosion milling at Cheboksary Electrical Equipment Plant JSC // *Actual problems in machine building*. 2021. V. 8. № 3-4. P. 57-62.
15. Tatanov P.V., YAnyushkin A.R., SHerov K.T., YAnyushkin A.S. Use of the secondary resource of carbide replaceable polyhedral plates in metalworking // *Nauka i tekhnika Kazahstana*. 2021. № 1. P. 85-96.