



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-123-127>
УДК 621.78

Поступила 20.08.2022
Received 20.08.2022

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

Д. М. БЕРДИЕВ, А. А. ЮСУПОВ, А. Х. АБДУЛЛАЕВ, Г. М. КАМИЛОВА, Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова, г. Ташкент, Узбекистан, ул. Университетская 2.
E-mail: berdiyev_mf@mail.ru

Усовершенствована технология термоциклической обработки мелко модульных зубчатых колес, позволяющая повысить их износостойкость на 30–40%. Зубчатые колеса подвергали предварительному циклическому нагреванию и последующей импульсной закалке. Во всех случаях закалку образует мартенситная структура, обеспечивающая высокую жесткость материала. Размеры мартенситных пластинок зависят от температуры нагревания при закалке. При циклической термообработке до температуры 450 °С размеры аустенитных зерен и мартенситных пластинок не зависели от температуры.

Ключевые слова. Термоциклическая обработка, плотность дислокаций, низколегированная сталь, износостойкость, импульсная закалка, дефектность, кристаллическая структура.

Для цитирования. Бердиев, Д. М. Совершенствование технологии термоциклической обработки для повышения износостойкости зубчатых колес / Д. М. Бердиев, А. А. Юсупов, А. Х. Абдуллаев, Г. М. Камиллова // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 123–127. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-123-127>.

IMPROVEMENT OF THERMOCYCLIC TREATMENT TECHNOLOGY TO INCREASE WEAR RESISTANCE OF GEARS

D. M. BERDIEV, A. A. YUSUPOV, A. Kh. ABDULLAEV, G. M. KAMILOVA, Tashkent State Technical University named after I. Karimov, Tashkent, Uzbekistan, 2, Universitetskaya str. E-mail: berdiyev_mf@mail.ru

The technology of thermocyclic treatment of fine-module gears has been improved, which makes it possible to increase their wear resistance by 30–40%. Gears were subjected to preliminary cyclic heating and subsequent impulse hardening. In all cases of hardening, a martensitic structure is formed, which provides high rigidity of the material. The sizes of martensitic plates depend on the heating temperature during quenching. During cyclic heat treatment up to a temperature of 450 °C, the sizes of austenite grains and martensite plates did not depend on temperature.

Keywords. Thermal cycling, dislocation density, low-alloy steel, wear resistance, impulse hardening, defects, crystal structure.

For citation. Berdiyev D. M., Yusupov A. A., Abdullaev A. Kh., Kamilova G. M. Improvement of thermocyclic treatment technology to increase wear resistance of gears. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 123–127. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-123-127>.

Анализ публикаций по термической обработке [1–3] показал, что в настоящее время для улучшения структуры и свойств сталей широко используют циклическую термическую обработку (ЦТО), которая эффективнее улучшает механические свойства сталей по сравнению с традиционными термическими обработками [2].

В настоящей работе исследования направлены на повышение износостойкости зубьев мелко модульных зубчатых колес из низколегированной стали 65Г с применением ЦТО без изменения химического состава материала зубчатых колес. Положительные результаты достигнуты изменениями структуры материала в результате физических и химических процессов.

При ЦТО интенсифицируются диффузионные превращения при повторном ускоренном нагревании и охлаждении в стадии незаконченной перекристаллизации аустенита и еще несформированного роста зерен. Данный способ обработки основан на получении устойчивого аустенита путем размельчения структурных зерен и перераспределения дислокаций при высоких температурах, достигаемых

индукционным нагреванием (ИН). В результате накопления структурных преобразований и фазовых превращений получали структуру стали, которую нельзя получить традиционными способами термообработки.

Эффективность ЦТО зависит от последовательности операций, числа циклов, скорости нагревания и охлаждения, химического состава стали. Применения ЦТО с полиморфными превращениями и в условиях их отсутствия показали, что при нагревании и охлаждении сталей имеют место фазовые превращения. Для повышения износостойкости низколегированных сталей необходимо оптимизировать режимы ЦТО. Для этих целей исследовали структуры сталей и определяли износостойкость в условиях трения после предварительной ЦТО и последующего ИН образцов.

Материалы и методика исследования

При ЦТО образцы диаметром 20 мм и высотой 7 мм нагревали высокочастотным током продолжительностью от нескольких до 20 с. Для нагревания использовали устройство ЛЗ107, для определения температуры – термодатчики. Образцы нагревали до температур $T=450, 550$ и 700 °С, после чего их охлаждали. Для этого подавали охлажденный воздух. Повторная фазовая перекристаллизация сталей достигалась нагреванием до температуры $A_{c3} + (30-50)$ °С. Окончательное нагревание осуществляли при температуре $T=900$ °С. Далее сталь охлаждали в масле и нагревали до температуры $T=180$ °С, затем охлаждали подачей воздуха. Окончательное охлаждение стали обеспечивает формирование пластинчатой структуры [7]. Лучший результат был получен ЦТО при $T=450$ °С.

Металлографический анализ выполняли на ионном хроматографе Metrohm 850 Professional IC (SEM-EDX) и растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 [5]. Структуру стали изучали с помощью спектрального рентгеновского анализатора Shimadzu [6]. Для получения рентгенограмм использовали излучение железного анода. Ширину рентгеновских линий определяли по графикам, скорректированным аппроксимацией.

Для определения износостойкости измеряли износ при трении образцов стали по неприкрепленным абразивным материалам и по металлу [6].

Важным при ЦТО является обеспечение закалки стали на требуемую глубину и исключение появления окалины на поверхности изделия. Преимуществами данной обработки являются высокая производительность, получение изделия с высокими механическими свойствами, возможность обработки изделий любой формы.

Результаты и обсуждение

Анализ состояния структуры предварительно термически обработанной стали 65Г с помощью ИН при разных температурах (в пределах докритической) после ЦТО показал, что дефектность кристаллической структуры стали мало зависит от температуры и числа циклов [7]. Установлено, что при нагревании выше критической температуры A_{c1} и охлаждении подачей воздуха формировались примерно одинаковые структуры, при этом дефектности были разные.

В табл. 1 приведены значения показателя дефектности β , среднее значение β_{cp} и твердость HRC образцов из стали 65Г после ЦТО, индукционной закалки и отпуска при $T=180$ °С. Лучшие результаты получены при температуре 450 °С и числе циклов нагревания $N=3-5$. При других температурах (550 и 700 °С) дефектность кристаллического строения была неустойчивой или низкой. Хорошие показатели при $T=450$ °С можно объяснить микропластической деформацией в результате быстрого теплообмена при циклическом нагревании. Образование второй фазы обусловлено микропластической деформацией зерен. Вследствие этого имела место интенсификация возникновения дислокаций, причем высокая температура приводит к полигонизации структуры, что обеспечивает ее стабильность, в результате кристаллическая структура материала обладает невысокой дефектностью.

Повторное нагревание выше температуры образования однофазовой полигонной структуры при высокой плотности дислокаций обеспечивает образование требуемой структуры. При ЦТО сталей при температуре до 450 °С происходит интенсивная перекристаллизация структуры, при этом полигонная структура не образуется.

Сравнение результатов после ЦТО при температуре 450 °С и окончательной закалке ИН с результатами традиционной закалки ИН показало, что плотности дислокаций в первом случае повышаются незначительно. При одинаковой твердости (59–60 HRC) разница ширины рентгеновских линий составила $\Delta\beta_{cp} = 5 \cdot 10^{-3}$ рад [8].

Таблица 1. Показатель дефектности β и твердость стали 65Г после ЦТО, индукционной закалки и отпуска при $T=180\text{ }^\circ\text{C}$

$T, \text{ }^\circ\text{C}$	Число циклов	$\beta, 10^{-3}$ рад	$\beta_{\text{ср}}, 10^{-3}$ рад	HRC
450	1	63,40; 64,45; 64,43	66,42	59,5
	3	64,50; 71,68; 70,36	68,91	60,0
	5	73,90; 69,00; 69,50	70,80	59,5
550	1	73,40; 63,90; 62,17	66,49	58,5
	3	67,57; 65,73; 64,98	66,09	59,5
	5	69,48; 64,45; 64,47	69,46	59,0
700	1	71,69; 69,00; 70,45	70,00	59,5
	3	63,66; 64,00; 63,80	63,82	60,0
	5	63,00; 63,00; 63,20;	63,70	59,0
800	1	60,50; 60,66; 60,42;	60,52	59,0
	3	63,90; 63,94; 63,90;	63,91	59,0
	5	60,76; 62,99; 62,90;	61,90	59,5
Индукционная закалка $900\text{ }^\circ\text{C}$ + отпуск при $180\text{ }^\circ\text{C}$		64,98; 65,12; 64,92;	65,01	59,5

Таблица 2. Результаты испытания на износостойкость стали 65Г после термообработки на разных режимах

Термообработка ($T, \text{ }^\circ\text{C}$)	$\Delta m_{\text{в}}, \text{ мг}$	$\Delta m_{\text{н}}, \text{ мг}$	HRC	$m_{\text{ср}}, \text{ мг}$
Индукционная закалка (900), отпуск (180)	59,07	29,06	53,5–60	89,37
	65,00	28,86	53,5	
	61,53	28,78	58–69	
	58,36	27,34	59	
Три цикла нагревания (450), индукционная закалка (900), отпуск (180)	46,09	22,14	59	66,78
	49,30	23,09	59	
	40,02	24,49	58	
	38,00	24,01	59	
Три цикла нагревания (550), индукционная закалка (900), отпуск (180)	60,33	22,05	59	82,14
	36,01	24,15		
	54,26	25,13		
	59,12	27,02		
<i>Примечание.</i> Δm и $\Delta m_{\text{н}}$ – износы соответственно верхнего и нижнего образцов; $m_{\text{ср}} = (\Delta m_{\text{в}} + \Delta m_{\text{н}})/2$.				

Испытания на износостойкость образцов, прошедших разные режимы обработки, показали аналогичные результаты, что и выводы исследований микроструктур и тонких структур образцов. При ЦТО и ИН в образцах образовалась одинаковая микроструктура, зерна одинаковых размеров, образцы имели одинаковые твердости, отличие заключалось в дефектности кристаллической решетки.

В табл. 2 представлены результаты испытания на износостойкость образцов из стали 65Г после термических обработок на разных режимах.

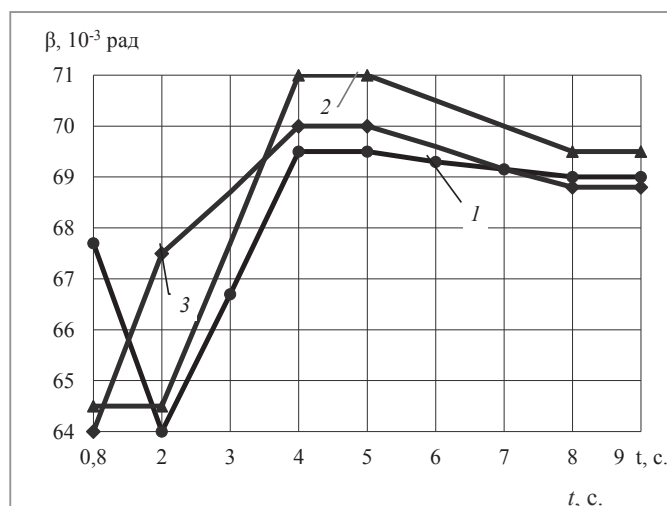
Установлено, что после трех циклов ЦТО при $T=450\text{ }^\circ\text{C}$, охлаждении воздухом, ИН при $T=900\text{ }^\circ\text{C}$ и отпуске при $T=180\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 60 мин износостойкость стали 65Г на 25–30% выше по сравнению с износостойкостью образцов, подвергнутых другими видами термической обработки.

Структурный анализ сталей показал, что во всех случаях ЦТО и ИН образуется мартенситная структура, обеспечивающая высокую жесткость материала. Размеры мартенситных пластинок зависят от температуры нагревания при закалке. При ЦТО до температуры $450\text{ }^\circ\text{C}$ размеры аустенитных зерен и мартенситных пластинок не зависели от температуры.

Установлено, что изменение размеров аустенитных зерен оказывает большое влияние на результаты закалки.

Рентгеноструктурный анализ образцов сталей, обработанных ИН при разных температурах, показал, что степень дефектности кристаллической структуры после закалки стали зависит от продолжительности нагревания (см. рисунок). Самый высокий показатель дефектности β структуры наблюдался при продолжительности нагревания $t = 4\text{--}5$ с. Однако эта закономерность может измениться при других размерах изделия.

Полученные результаты сравнивали с показателями образцов из стали 18ХГТ, прошедших нитроцементацию и термообработку.



Зависимость показателя дефектности β стали от времени t термической обработки при $T=870$ °C (1); 900 °C (2); 950 °C (3)

Выводы

Экспериментально был определен оптимальный режим термической обработки зубцов мелкокомодульных зубчатых колес из стали 65Г:

1. Циклическое нагревание (число циклов $N=3$) при $T=400-500$ °C, охлаждение подачей воздуха до температуры 80–100 °C; при напряжении на аноде $V_a=6,5$ кВ и силе тока $I_a=5,5$ А сила тока составила $I=0,55$ А, зубья нагревали до $T=450$ °C, время нагревания составило $t=3-4$ с; время охлаждения воздухом до температуры $T=80-100$ °C составляло 140 с.

2. Закалка при напряжении на аноде $V_a=9$ кВ и силе тока $I_a=8,5$ А сила тока составила $I=0,8-1,8$ А, зубья нагревали до $T=900$ °C, время нагревания – 7 с, охлаждающая среда – масло.

3. Нагревание в селитровой ванне до 180–200 °C в течение 60 мин, отпуск на воздухе.

При данной обработке средний диаметр аустенитного зерна в середине структуры зубьев зубчатого колеса из стали 65Г составил $d_{cp}=0,055$ мм (5, 6 баллов), в вершине зубьев $d_{cp}=0,0927-0,0729$ мм (4, 5 баллов), в тонком слое на поверхности зубьев образовалось покрытие с закаленной мартенситной структурой.

Зубья зубчатых колес из стали 65Г, прошедшие ЦТО и ИН, имели износостойкость в 1,3–1,4 раза выше износостойкости зубчатых колес с термообработкой традиционным ИН и в 1,2–1,3 раза выше износостойкости зубьев из нитроцементированной стали 18ХГТ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Structural heredity in the U-6Nb Alloy and Conditions for its Elimination / V. V. Sagaradze, Yu. N. Zuev, S. V. Bondarchuk et. al. // *The Physics of Materials and Metallography*. 2013. Vol. 114. N. 4. P. 299–307.
2. Structural heredity in low-carbon martensitic steels / S. S. Yugai, L. M. Kleiner, A. A. Shatsov, N. N. Mitrokhovich // *Metall Sciens and teat treatment*. 2004. Vol. 46. N. 11, 12. P. 539–542.
3. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Повышение износостойкости зубьев зубчатых колес циклической закалкой с индукционным нагреванием // *Вестник машиностроения*. 2020. № 3. С. 50–53.
4. Батаев В. А., Батаев А. А., Алхимов А. П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.
5. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. 328 с.
6. Гаркунов Д. Н. Триботехника. М.: МСХА, 2005. 356 с.
7. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Повышение износостойкости стальных изделий методом нестандартных режимов термической обработки // *Литье и металлургия*. 2021. № 2. С. 100–104.
8. Бердиев Д. М., Умарова М. А., Тошматов Р. К. Особенности фазовых и структурных превращений конструкционных сталей при нетрадиционных режимах термической обработки // *Вестник машиностроения*. 2020. № 10. С. 63–65.

REFERENCES

1. Sagaradze V. V., Zuev Yu. N., Bondarchuk S. V. et al. Structural heredity in the U-6Nb Alloy and Conditions for its Elimination. *The Physics of Materials and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 4, pp. 299–307.
2. Yugai S. S., Kleiner L. M., Shatsov A. A., Mitrokhovich N. N. Structural heredity in low-carbon martensitic steels. *Metall Sciens and teat treatment*, 2004, vol. 46, no. 11, 12, pp. 539–542.

3. **Бердиев Д.М., Юсупов А.А.** Povyshenie iznosostoykosti zubev zubchatix koles siklicheskoj zakalkoy s induksionnim nagrevaniem [Improving the wear resistance of gear teeth by cyclic hardening with induction heating]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 2020, no. 3, pp. 50–53.
4. **Bataev V.A., Bataev A.A., Alximov A.P.** *Metodny strukturnogo analiza materialov i kontrolya kachestva detaley* [Methods of structural analysis of materials and quality control of parts]. Moscow, Nauka Publ., 2007, 224 p.
5. **Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastvorguev L.N.** *Rentgenograficheskiy i elektronno-opticheskiy analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow, MISIS Publ., 1994. 328 p.
6. **Garkunov D.N.** *Tribotexnika*. Moscow, MSXA Publ., 2005, 356 p.
7. **Berdiev D.M., Yusupov A.A.** Povyshenie iznosostoykosti stal'nyh izdelij metodom nestandartnyh rezhimov termicheskoj obrabotki [Improving the wear resistance of steel products by using non-standard heat treatment modes]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 100–104.
8. **Berdiev D.M., Umarova M.A., Toshmatov R.K.** Osobennosti fazovyh i strukturnyh prevrashhenij konstrukcionnyh stalej pri netradicionnyh rezhimah termicheskoj obrabotki [Features of phase and structural transformations of structural steels under non-traditional heat treatment modes]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 2020, no. 10, pp. 63–65.