

Совершенствование технологии термоциклической обработки для повышения износостойкости зубчатых колес

Д.М. Бердиев, А.А. Юсупов, Г.М.Камилова

*Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова,
г. Ташкент, Узбекистан*

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. При циклической термообработке до температуры 450 °С размеры аустенитных зерен и мартенситных пластинок не зависели от температуры.

Ключевые слова: *термоциклическая обработка, плотность дислокаций, износостойкость, импульсная закалка, кристаллическая структура.*

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 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 в результате повторного ускоренного нагревания и охлаждения 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 последующей ИН образцов.

При ЦТО образцы диаметром 20 мм и высотой 7 мм нагревали высокочастотным током продолжительность от нескольких до 20 с. Для нагревания использовали устройство Л3107, для определения температуры – термомпары. 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 $A_{c3} + (30 \div 50)$ °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.

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 при 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 $N = 3 \div 5$. При других температурах (550 и 700 °С) дефектность кристаллического строения была неустойчивой или низкой. Хорошие результаты при $T = 450$ °С можно объяснить микропластической деформацией в результате быстрого теплообмена при циклическом нагревании. Образование второй фазы обусловлено микропластической деформацией зерен. В результате имело место интенсификация возникновения дислокаций, при этом высокая температура приводит к полигонизации структуры, что обеспечивает ее стабильность, в результате кристаллическая структура материала имеет невысокую дефектность.

Повторное нагревание выше температуры образования односторонней 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].

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.

Таблица 1.

Показатель дефектности β и твердость стали 65Г после ЦТО, индукционной закалки и отпуска при $T = 180$ °С

$T, ^\circ\text{C}$	Число циклов	$\beta, 10^{-3}$ рад	$\beta_{cp}, 10^{-3}$ 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 °С + отпуск при 180 °С		64,98; 65,12; 64,92;	65,01	59,5

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 $T = 450$ °С, охлаждении воздухом, ИН при $T = 900$ °С и отпуске при $T = 180$ °С 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 нагрева при закалке. При ЦТО до температуры 450 °С размеры аустенитных зерен и мартенситных пластинок не зависели от температуры.

Таблица 2.

**Результаты испытания на износостойкость стали 65Г
после термообработки на разных режимах**

Термообработка (T , °С)	$\Delta m_{\text{в}}$, МГ	$\Delta m_{\text{н}}$, МГ	HRC	$m_{\text{ср}}$, 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÷60	
	58,36	27,34	59	
Три цикла нагрева (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 нагрева (550), индукционная закалка (900), отпуск (180)	60,33	22,05	59	82,14
	36,01	24,15	59	
	54,26	25,13	59	
	59,12	27,02	59	
Примечание. Обозначения: $\Delta m_{\text{в}}$ и $\Delta m_{\text{н}}$ – износы соответственно верхнего и нижнего образцов; $m_{\text{ср}} = (\Delta m_{\text{в}} + \Delta m_{\text{н}})/2$.				

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 нагрева (рисунок). Самая высокая показатель дефектности β структуры наблюдался при продолжительности нагрева $t = 4 \div 5$ с. Однако эта закономерность может измениться при других размера изделия.

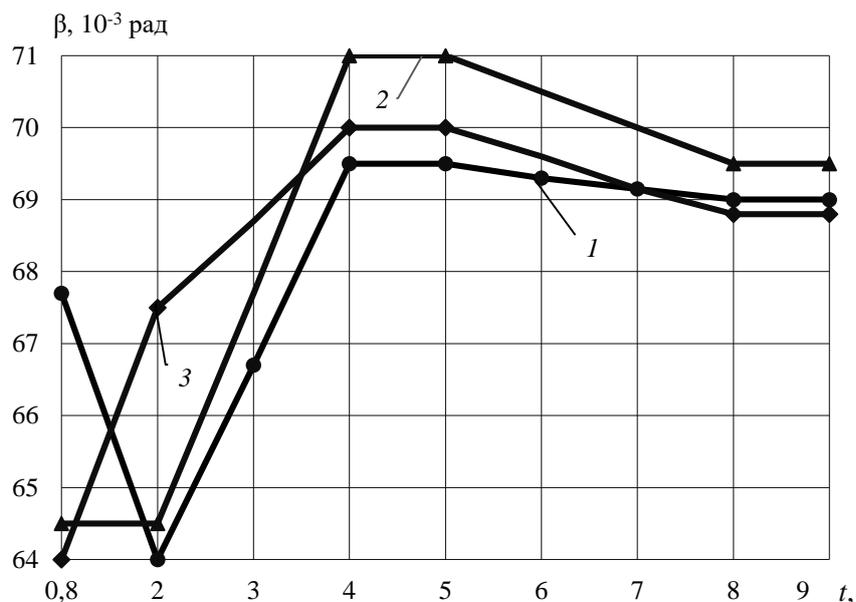


Рисунок. Зависимости показателя дефектности β стали от времени t термической обработки при $T = 870$ (1); 900 (2); 950 (3) °C

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

Выводы

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

1. Циклическое нагревание (число циклов $N = 3$) при $T = 400 \div 500$ °C, охлаждение подачей воздуха до температуры $80 \div 100$ °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 нагрелись до $T = 450$ °C, время нагревания составило $t = 3 \div 4$ с; время охлаждения воздухом до температуры $T = 80 \div 100$ °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 $I = 0,8 \div 1,8$ А, зубья нагревались до $T = 900$ °C, время нагревания 7 с, охлаждающая среда – масло.

3. Нагревание в селитровой ванне до $180 \div 200$ °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 – $d_{cp} = 0,0927 \div 0,0729$ 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 износостойкостью зубчатые колес с термообработкой традиционным ИН и в 1,2–1,3 раз выше износостойкости зубцов из нитроцементированной стали 18ХГТ.

Библиографический список

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 Phusics 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 // MetallSciens and teat treatment. 2004. Vol. 46. N. 11, 12. P. 539–542.
3. Бердиев Д. М., Юсупов А. А., Умарова М.А. Совершенствование технологии термоциклической обработки для повышения износостойкость зубчатых колес // Вестник машиностроения. 2022. №11. С. 69–72.
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., Абдулаев А.Х., Камилова Г.М. Совершенствование технологии термоциклической обработки для повышения износостойкость зубчатых колес // Литьё и металлургия. 2022. № 4. С. 123–127.
8. Бердиев Д. М., Файзуллаев С.С. Повышения износостойкости зубчатых колес методом термоциклического обработки // Universum: Технический наук: научный журнал – № 1(106). 2023. С.15–18, Россия, Москва.