

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ПРИЖОГОВ ОТПУСКА ПРИ ШЛИФОВАНИИ ПОДШИПНИКОВЫХ СТАЛЕЙ

У статті наведено результати досліджень законів утворення структури перліту в поверхневому шарі деталі при шліфуванні. Це явище отримало назву шліфовочні припіки відпустки при шліфуванні. Структура цих припіків представляє собою перліт, сорбіт, троостит відповідної твердості. Такі структури поверхнього шару значно знижують довговічність і експлуатаційний ресурс деталі. Показано, що це перетворення може відбуватися за рахунок двох різних механізмів. Перший – поверхнева температура знаходиться на 100-150 °С нижче лінії PSK, в результаті чого відбувається швидкісний відпуск мартенситної структури. Залежно від температури можуть виходити структури перліт, сорбіт, троостит (чим ближче температура до лінії PSK, тим більше зсув структури в бік перліту). Другий механізм має місце, коли температура поверхні вище лінії PSK. В цьому випадку поверхневий шар нагрівається до температур аустенізації, а нижні шари нагріваються до температури нижче лінії PSK. В результаті виходить структура аустеніту, що лежить на структурі перліту, тобто виходить, припик змішаного типу.

Ключові слова: Шліфування, перліт, сорбіт, троостит, поверхневий шар.

В статті приведені результати досліджень законів утворення структури перліта в поверхневому шарі деталі при шліфуванні. Це явище отримало назву шліфовочні припіки відпустки при шліфуванні. Структура цих припіків представляє собою перліт, сорбіт, троостит відповідної твердості. Такі структури поверхнього шару значно знижують довговічність і експлуатаційний ресурс деталі. Показано, що це перетворення може відбуватися за рахунок двох різних механізмів. Перший – поверхнева температура знаходиться на 100-150 °С нижче лінії PSK, в результаті чого відбувається швидкісний відпуск мартенситної структури. Залежно від температури можуть виходити структури перліт, сорбіт, троостит (чим ближче температура до лінії PSK, тим більше зсув структури в бік перліта). Другий механізм має місце, коли температура поверхні вище лінії PSK. В цьому випадку поверхній шар нагрівається до температур аустенізації, а нижележачі шари нагріваються до температури нижче лінії PSK. В результаті виходить структура аустеніта, що лежить на структурі перліта, тобто виходить, припик змішаного типу.

Ключевые слова: Шлифование, перлит, сорбит, троостит, поверхностный слой.

The paper presents the results of studies of the laws of structure formation in the surface layer of perlite parts during grinding. This phenomenon is called burn marks of tempering while grinding. The structure of these burns represents pearlite, sorbite, troostite of appropriate hardness. Such structure of the surface layer significantly reduce the durability and service life of the parts. It is shown that this transformation may occur by two different mechanisms. First – the surface temperature is below the line PSK at 100-150 °C, resulting a high-speed tempering of initial martensite structure. Depending on the temperature the pearlite structure can be obtained as sorbite, troostite (more closer to the temperature of the line PSK, the greater the shift in the direction of the pearlite structure). The second mechanism occurs when the surface temperature is above the PSK. In this case, the surface layer is heated to austenite temperature, and the underlying layers are heated to a temperature below the PSK. The result is a structure of austenite lying on pearlite structure, i.e. the burn mark of mixed type is obtained.

Keywords: Grinding, perlite, sorbite, troostite, surface layer.

Введение. Известно, что при шлифовании может происходить отпуск мартенситной структуры поверхностного слоя подшипниковых колец. Это явление носит название прижогов отпуска. Структура этих прижогов представляет собой перлит, сорбит, троостит соответствующей твердости. Такие структуры поверхностного слоя значительно снижают долговечность и эксплуатационный ресурс детали.

Цель настоящего исследования – теоретически обосновать условия образования прижогов отпуска при шлифовании в зависимости от химического состава шлифуемой стали и от скоростей теплового процесса.

Основная часть. Тепловой процесс шлифования в общем случае характеризуется высокими скоростями нагрева, малыми выдержками и высокими скоростями охлаждения. Максимальные

температуры могут быть как выше критических точек, так и ниже критических. Таким образом, при шлифовании наблюдается вторичная поверхностная термообработка.

Следует отметить, что эта вторичная термообработка не предусматривается технологией, и режимы ее в большинстве случаев таковы, что приводят к нарушениям фазового и структурного состава поверхностного слоя.

Преобразования отпуска при шлифовании посвящены многочисленные работы [3, 9], которые связывают температуры отпуска со скоростями нагрева и охлаждения. Однако в этих работах в основном речь идет о нагреве ТВЧ, скорости которого на несколько порядков ниже, чем скорости нагрева при шлифовании. Кроме того, в этих работах вопрос о влиянии химического состава закаленной стали на температурные превращения при отпуске, не рассматривается, а говорится лишь о температуре отпуска и нигде не оговаривается, что под этим имеется в виду.

Для того чтобы в этом вопросе была необходимая четкость, необходимо ясно представлять, какие именно превращения происходят в закаленной стали при нагреве [3, 4, 9].

Мартенсит закалки — неравновесная структура, сохраняющаяся ввиду малой подвижности атомов при комнатной температуре. При нагреве этой структуры (если речь идет об углеродистой стали) в металле происходят четыре превращения, сущность которых вкратце сводится к следующему.

1. В интервале температур 150...200 °С происходит двухфазный или гетерогенный распад мартенсита. При этом в отдельных участках мартенситной структуры выделяются тончайшие пластины карбидов. Толщина этих пластинок составляет несколько атомных слоев, а длина несколько сот ангстрем. Решетка карбида когерентно связана с решеткой мартенсита, то есть на их границе имеется общий слой атомов. В непосредственной близости от пластинок карбидов твердый раствор обедняется углеродом, в результате чего уменьшается тетрагональность мартенсита. Однако ввиду малой скорости диффузии углерода в данном интервале температур концентрация по зерну не успевает выравняться, и в одном зерне существуют два твердых раствора с одинаковым типом решетки, но с различной концентрацией углерода. Именно из-за этого такой механизм распада мартенсита называется двухфазным. В результате первого превращения отпуска тетрагональный мартенсит превращается в кубический, который получил название отпущенного. Таким образом, отпущенный мартенсит — это гетерогенная смесь пересыщенного раствора углерода в α - железе неоднородной концентрации с необособленными карбидами.

2. В интервале температур 200...300 °С происходит второе превращение, которое характеризуется тем, что остаточный аустенит превращается в мартенсит. Это происходит потому, что в связи с уменьшением тетрагональности мартенсита уменьшаются сжимающие напряжения, действующие на остаточный аустенит.

3. В интервале температур 300...400 °С происходит третье превращение отпуска. Скорость диффузии углерода в этом интервале температур значительно возрастает, и он весь выделяется из α -решетки, образуя цементит. В результате этого превращения образуется высокодисперсная феррито-цементитная смесь, называемая трооститом отпуска.

4. В интервале температур 400...600 °С происходит четвертое превращение, которое заключается в росте частиц карбида и их коагуляции. В результате получается структура сорбита отпуска или перлита отпуска.

Из вышесказанного можно сделать вывод, что если говорить о температуре отпуска, то необходимо конкретно указывать, о каком превращении идет речь. Если температурой отпуска при шлифовании считать температуру, при которой мартенситная структура поверхностного слоя полностью распадается, то это будет температура третьего превращения отпуска. Поэтому в дальнейшем, когда будем изучать влияние на эту температуру скоростей нагрева и химического состава стали, мы будем подразумевать именно эту температуру.

При исследовании процесса отпуска при шлифовании необходимо также учитывать исходную структуру шлифуемой заготовки. В большинстве случаев закалка сопровождается низким отпуском и тогда исходной структурой будет отпущенный мартенсит. В некоторых случаях, при закалке ТВЧ отпуск, не делается, и структура поверхностного слоя представляет собой отпущенный мартенсит. Для того чтобы произошел распад мартенситной структуры при шлифовании очевидно необходимо, чтобы были соблюдены условия:

$$\tau_{\text{конт}} + \tau_{\text{охл}} \geq \tau_I + \tau_{III} \quad (1)$$

или

$$\tau_g \geq \tau_I + \tau_{III} \quad (2)$$

для неотпущенного мартенсита, и

$$\tau_e \geq \tau_{III}, \quad (3)$$

где $\tau_{конт}$ — время контакта данной точки металла с кругом, $\tau_{охл}$ — время охлаждения данной точки металла, τ_I — время, необходимое для первого превращения, τ_{III} — время, необходимое для второго превращения, τ_e — время выдержки.

Для первого превращения отпуска [9] можно предположить, что в единице объема зарождается n карбидных зародышей, объем каждого из которых V .

Тогда изменение объема выразится:

$$\frac{V_0 - V_\tau}{V_0} = e^{-n\tau} \quad (4)$$

где V_0 — начальный объем; V_τ — объем в данный момент времени.

Если обозначить $P = \frac{V_\tau}{V_0}$ и долю превращенного объема через K , имеем:

$$p = K(1 - e^{-n\tau}) \quad (5)$$

Откуда время первого превращения отпуска определится:

$$\tau_1 = \frac{\left| \ln \left(1 - \frac{P}{K} \right) \right|}{n \cdot \nu} \quad (6)$$

И если число образующихся карбидных зародышей в единице объема можно оценить, как [3, 9]:

$$n = A e^{-\frac{U}{RT} - \frac{U'}{RT}} \quad (7)$$

где U — энергия активации, U' — работа по образованию зародыша, T — температура, $^{\circ}K$, R — универсальная газовая постоянная.

Если учесть, что работа по образованию зародыша примерно на три порядка ниже энергии активации и учесть, что карбидные зародыши образуются при нестационарном процессе нагрева, то

$$\tau_1 = \frac{\ln \left(1 - \frac{P}{K} \right)}{\nu A \int_{U_0}^n e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (8)$$

Подставляя числовые значения ν и A по [9], можно получить расчетное выражение для τ_1 .

Наибольший интерес представляет исследование третьего превращения отпуска. В частности, зависимость температуры этого превращения от скорости нагрева, охлаждения и от химического состава материала.

Во время третьего превращения отпуска углерод выходит из решетки мартенсита полностью. С одной стороны образуется чистый феррит, а с другой одновременно протекает реакция выделившегося углерода с ферритом, в результате чего получается цементит. В результате образуется феррито-цементитная смесь, которая называется перлит.

Процесс образования перлита из мартенсита можно рассматривать как процесс зарождения перлитных центров с последующим их ростом.

Перлитное зерно можно представить себе как систему, состоящую из чередующихся пластин феррита и цементита (рис. 1). Можно предположить, что процесс начинается с зарождения карбидного центра. По мере роста карбидного центра в объемах мартенсита, непосредственно прилегающих к карбидному центру, содержание углерода уменьшается, и рядом с карбидным центром зарождается ферритный центр. Далее возле ферритного центра возникает новый карбидный центр. Возле карбидного центра — опять ферритный. По мере роста края пластин феррита и цементита продвигаются в мартенсит. Для определения полноты превращения или же для

определения величины зерна через определенный промежуток времени необходимо определить скорость роста перлитного зерна [3].

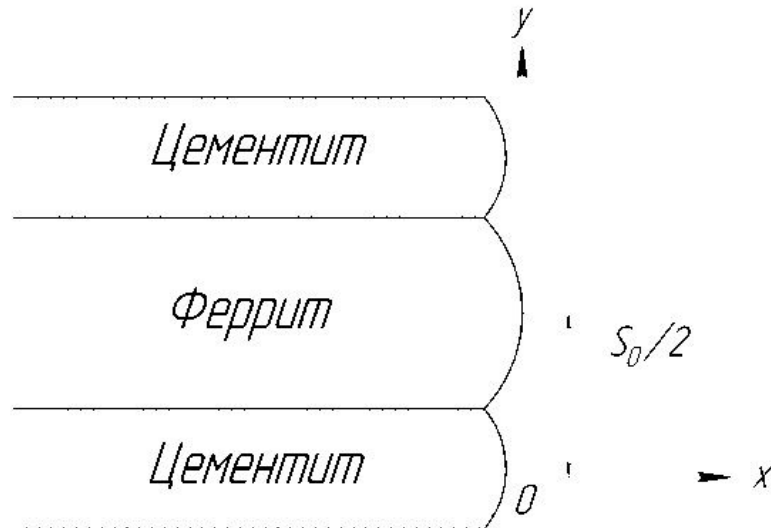


Рис. 1. Схема перлитного зерна [9]

Поскольку образование перлита сопровождается изменением концентрации углерода в мартенсите, то изменение этой концентрации можно определить, используя второй закон Фика:

$$\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} = \frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial \tau} \quad (9)$$

При граничных условиях

$$\begin{aligned} C(x;0;0) &= 0 \\ C(0;\tau \geq 0) &= C_0, \end{aligned} \quad (10)$$

где C — текущая концентрация, D — коэффициент диффузии, C_0 — начальная концентрация.

Если обозначить скорость продвижения краев перлитной пластины в мартенсит через v и перейти к подвижной системе координат, равномерно движущейся с данной скоростью, то можно рассматривать изменение концентрации углерода независимо от времени. Тогда $X_f = X - \tau \cdot v$ и выражение (10) переписывается в виде:

$$\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{v \partial C}{D \partial \tau} = 0. \quad (11)$$

Вводя некоторые упрощения и решая уравнение компьютерными средствами можно получить выражения для температуры третьего превращения отпуска как для структуры отпущенный мартенсит, так и для структуры неотпущенный мартенсит:

$$T_{omn} = \left| \frac{Q}{R \ln \left[\frac{2R_3 - V_n (\tau_k + \tau_{oxl})}{GA_1 (\tau_k + \tau_{oxl} - \tau_1)} \right]} \right| \quad (12)$$

Для исходной структуры "отпущенный мартенсит" и

$$T_{omn} = \left| \frac{Q}{R \ln \left[\frac{2R_3 - V_n (\tau_k + \tau_{oxl} - \tau_1)}{GA_1 (\tau_k + \tau_{oxl} - \tau_1)} \right]} \right|. \quad (13)$$

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ТА ПРИЛАДИ

Для исходной структуры "неотпущенный мартенсит", где:

$$G = \frac{698132(996 - T_3)}{1,4 + \ln \frac{0,015(997 - Q)}{6,67}}, \quad (14)$$

где Q — энергия активации, характерная для данного металла или сплава; T_3 — температура полной закалки для доэвтектоидных сталей или же температура неполной закалки для заэвтектоидных сталей, так как для данных сталей выбираются именно эти температуры для аустенитизации и приобретения концентрации углерода, соответствующая данным температурам, сохраняется в мартенсите после закалки; A_1 — коэффициент, характеризующий металл или сплав;

R — универсальная газовая постоянная; V_n — нестационарная скорость роста перлитного зерна.

Зная температуру отпуска, можно определить удельную мощность, затрачиваемую на превращение, когда масса составляет 1 г:

$$N_{y\partial} = \frac{c \cdot m \cdot \Delta T}{\tau_e} = \frac{c \cdot (T_{omn} - 20^\circ)}{\tau_e}, \quad (15)$$

где c — удельная теплоемкость металла; m — масса.

По приведенным зависимостям рассчитаны температуры отпуска и удельной мощности превращения для сталей 45, У8, 12Х2Н4А, ШХ15, 9ХС. Стали подобраны так, что они соответствуют доэвтектоидным сталям, эвтектоидным, заэвтектоидным, цементированным (12Х2Н4А) и высокоуглеродистым легированным. Значения температур отпуска и удельной мощности превращения, в зависимости от скорости перемещения детали, показаны в таблице 1.

Таблица 1

Температуры отпуска и удельной мощности превращения

Скорость детали	v_{∂} , м/мин	5	10	15	20	25
		v_{∂} , м/с	0,083	0,166	0,25	0,33
Время выдержки	$\tau \cdot 10^3$, с	56,5	24,8	15,65	11,6	9
Сталь 45	T_{omn} , °C	$\frac{385}{385}$	$\frac{415}{414}$	$\frac{432}{431}$	$\frac{445}{454}$	$\frac{455}{454}$
	$N_{y\partial}$, Вт	$\frac{4,28}{4,29}$	$\frac{10,51}{10,5}$	$\frac{17,31}{17,3}$	$\frac{24,52}{24,5}$	$\frac{32,1}{32}$
Сталь У8	T_{omn} , °C	$\frac{418}{417,8}$	$\frac{450}{448}$	$\frac{469}{467}$	$\frac{482}{479}$	$\frac{494}{490}$
	$N_{y\partial}$, Вт	$\frac{4,64}{4,64}$	$\frac{11,4}{11,36}$	$\frac{18,78}{18,69}$	$\frac{26,13}{25,96}$	$\frac{34,28}{34}$
Сталь 12Х2Н4А	T_{omn} , °C	$\frac{471}{466}$	$\frac{513}{500}$	$\frac{546}{520}$	$\frac{579}{535}$	$\frac{626}{547}$
	$N_{y\partial}$, Вт	$\frac{5,03}{5}$	$\frac{12,37}{12,1}$	$\frac{20,36}{20,12}$	$\frac{28,36}{27,89}$	$\frac{37,22}{36,12}$
Сталь 9ХС	T_{omn} , °C	$\frac{530}{524}$	$\frac{578}{563}$	$\frac{615}{598}$	$\frac{652}{603}$	$\frac{707}{616}$
	$N_{y\partial}$, Вт	$\frac{5,67}{5,63}$	$\frac{13,94}{13,64}$	$\frac{22,94}{22,68}$	$\frac{31,96}{31,43}$	$\frac{41,95}{40,71}$
Сталь ШХ15	T_{omn} , °C	$\frac{556}{550}$	$\frac{607}{591}$	$\frac{645}{628}$	$\frac{684}{633}$	$\frac{742}{646}$
	$N_{y\partial}$, Вт	$\frac{5,95}{5,91}$	$\frac{14,6}{14,32}$	$\frac{24}{23,8}$	$\frac{33,5}{33}$	$\frac{44}{42,7}$

Примечание. В числителе — исходная структура — неотпущенный мартенсит, в знаменателе — исходная структура — отпущенный мартенсит.

Изложенный материал показывает, что температуры третьего превращения отпуска сильно зависят от содержания карбидообразующих элементов, в частности для нашего случая от хрома. Данные, имеющиеся на графиках и таблицах, рассчитаны исходя из содержания хрома, указанного в марке стали. Однако, это значение соответствует в основном центру группирования кривой Гаусса, для допуска на содержание этого элемента, в соответствии с которой может распределяться хром при разных плавках в соответствии с допуском. Вероятность содержания хрома по нижнему и по верхнему полю допуска может быть в пределах 10%.

Снижение реального содержания карбидообразующих легирующих элементов приводит к снижению температуры превращения мартенсит — перлит.

Выводы.

1. При шлифовании в поверхностном слое может происходить процесс ВТМО с искаженными режимами охлаждения, изменяющей фазово-структурный состав поверхностного слоя, что резко снижает эксплуатационные характеристики детали.

2. Если говорить о температуре отпуска, то необходимо конкретно указывать, о каком превращении идет речь. Если температурой отпуска при шлифовании считать температуру, при которой мартенситная структура поверхностного слоя полностью распадается, то это будет температура третьего превращения отпуска.

3. Уменьшение времени выдержки и увеличение скорости охлаждения приводит к повышению температуры третьего превращения отпуска, то есть температуры превращения М→П (температуры образования прижогов отпуска).

4. При шлифовании заэвтектидных сталей температура третьего превращения выше, чем при шлифовании доэвтектидных сталей, особенно если эти стали легированы карбидообразующими элементами.

5. При назначении режимов шлифования необходимо учитывать данные таблицы 1, назначая такие режимы, которые обеспечивали бы температуры ниже упомянутых.

Информационные источники

1. Евсеев Д.Г. Повышение прочности и надежности деталей подвижного состава прогрессивными технологическими методами. - М.: Машиностроение, 1983. – 98 с.
2. Исаев А.И., Силин С.С. Методика расчета температур при шлифовании // Вестник машиностроения. – 1972. - № 10. - С.50-53.
3. Кидин И.Н. Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали. - М.: Металлургия, 1957. – 312 с.
4. Лебедев В.Г. Автоматическое управление качеством деталей машин при шлифовании// - Киев: Знание, 1981. –25 с.
5. Лебедев В.Г., Луговсаая Е.А. Качество поверхности деталей после шлифования эльборовыми кругами // Технология и организация производства. – 1976. - № 9. - С.40-41.
6. Тюрин. А.П., Королев Л.В., Королев Л.Л. Прецизионная финишная обработка высокоточных деталей силовых установок транспортных средств // Машиностроение и техносфера XXI века: междунар. науч.-техн. конф., 17-22 сент. 2007 г.: сб. труд. — Донецк. Т.4. — 2007. — С. 72–78.
7. Чирков Т.В. Математическое моделирование режимов резания при обработке материалов абразивными инструментами // Технология машиностроения. — 2004. - № 6. — С. 58-62.
8. Корчак С. Н. Теория обрабатываемости сталей и сплавов при абразивной обработке // Вестник Южно-Уральского государственного университета: Машиностроение. - 2003. - № 4. — С. 82-90.
9. Лахтин Ю.М. Материаловедение и термическая обработка металлов. - М.: Металлургия, 1984. - 360 с.
10. Редько С.Г. Процессы теплообразования при шлифовании металлов. - Саратов: Саратовский университет, 1962. —231 с.
11. Якимов А.В. и др. Основы тепловых явлений при шлифовании деталей машин. Одесса.: ОГПУ, 1997. – 272 с.
12. Мельникова Е.П. Влияние технологических факторов финишной абразивной обработки на качество поверхности // Технология машиностроения. - 2003. - №3. - С. 13-16.