

**В. Г. ЛЕБЕДЕВ**, д-р техн. наук, проф., ОНПИ, Одесса;  
**Н. Н. КЛИМЕНКО**, канд. техн. наук, доц., ОНПИ, Одесса;  
**Т. В. ЧУМАЧЕНКО**, канд. техн. наук, доц., ОНПИ, Одесса

## **РАЦИОНАЛЬНЫЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ШЛИФОВАНИИ НЕКОТОРЫХ НАПЛАВЛЕННЫХ И НАПЫЛЕННЫХ НА РАБОЧИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ СТАЛЕЙ, СПЛАВОВ И ХИМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ (Часть 2)**

Рассмотрены закономерности изменения фазово-структурного состояния наплавленного или напыленного слоя на рабочих поверхностях деталей машин в зависимости от температуры шлифования. Показано, что температура шлифования может оказывать негативное влияние на надежность и долговечность однофазных сталей и сплавов, не испытывающих фазовые превращения. Даны рекомендации по выбору безопасного температурного режима при различных видах шлифования.

**Ключевые слова:** наплавленный слой, напыленный слой, температура шлифования, рациональные температуры шлифования.

**Введение.** В настоящее время разработаны наплавочные и напыляемые материалы и способы их нанесения

Главным недостатком, как процесса наплавки, так и процесса напыления является то, что после этих процессов необходима дополнительная высокоточная механическая обработка, в частности, в большинстве случаев процесс шлифования.

При шлифовании создаются определенные риски потери качества поверхностного слоя из-за фазовых и структурных превращений, вызываемых высокой контактной температурой шлифования.

**Цель работы.** Определение рациональной температуры шлифования как температуры, которая не вызывает изменения фазово-структурного состава поверхностного слоя шлифуемой заготовки.

**Основная часть.** В настоящей работе рассматривались рациональные температуры шлифования для значительной части материалов, подвергающихся шлифованию.

Ферритные стали типа 08X13, X25, 15X25T имеют структуру феррита во всем диапазоне температур шлифования. При нагреве этих сталей до 350-540 °С развивается расслоение  $\alpha$  раствора, что приводит к так называемой 475° хрупкости / 5 /. При нагреве в интервале 550-850 °С возможно выделение  $\sigma$  фазы, что снижает пластичность и коррозионную стойкость, после нагрева в интервале 1000-1200 °С эти стали приобретают склонность к межкристаллитной коррозии (рис. 1).

Необходимо отметить, что указанные явления возможны при достаточно длительной выдержке - шлифование врезное, разрезание, чашечным кругом. Поэтому при таких видах шлифования необходимо поддерживать температуру в интервале 870-950 °С. При прочих видах шлифования эти стали можно

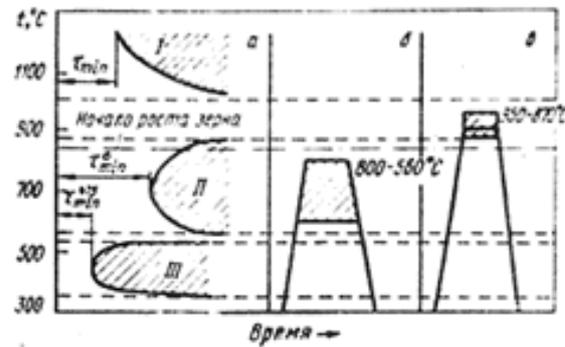
шлифовать без ограничений по температуре.

Аустенитные стали могут быть разделены на три группы – твердые растворы неупрочняемые, твердые растворы с интерметаллидным и карбидным упрочнением, такие как 12X18H10T, 45X14H14B2M, 10X11H20T3P.

При нагреве неупрочняемых аустенитных сталей до температуры 550 - 800 °С они приобретают склонность к межкристаллитной коррозии. Для видов шлифования

обеспечивающих большую тепловую выдержку металла, при шлифовании этот температурный диапазон необходимо исключить. Таким образом, при указанных видах шлифования рациональными температурами будут температуры выше 800 °С или ниже 550 °С.

Аустенитные стали с карбидным упрочнением и интерметаллидным упрочнением подвергают закалке от 1200 °С, а затем старению при температуре 600 - 850 °С. В результате старения выделяются упрочняющие дисперсные карбидные или интерметаллидные фазы. Оптимальная температура шлифования таких сталей будет находиться ниже уровня коагуляции упрочняющих фаз, то есть температура шлифования должна соответствовать температуре старения. ПНП-стали – новый класс аустенитных сталей, обладающих пластичностью наведенной превращением, откуда и происходит сокращенное название ПНП, Эти стали содержат до 0,3 % углерода, до 10 % хрома и до 25 % никеля. Кроме того эти стали легируются молибденом и марганцем. Особенностью этих сталей является то, что точка начала мартенситных превращений  $M_n$  находится в области отрицательных температур, а точка образования мартенсита деформации находится в области положительных температур. Для получения высоких механических свойств сталь закаливают от температуры 1110 °С на аустенит и подвергают деформационному старению, т.е. деформируют при температуре 450-600 °С. При этом аустенит обедняется углеродом за счет выделения карбидов. После такой обработки стали обладают очень высокой прочностью - до 2000 МПа и одновременно высокой пластичностью. Температура шлифования таких сталей должна быть такова, чтобы не был снят наклеп в результате рекристаллизации и, чтобы не произошла коагуляция карбидов. Если рассматривать не железоуглеродистые сплавы, то шлифованию наиболее часто могут подвергаться заготовки из титановых сплавов и заготовки из алюминиевых сплавов. Титан существует в двух кристаллических модификациях -  $\alpha$  с решеткой ГПУ и  $\beta$  с решеткой ОЦК, Температура аллотропического превращения составляет 882 °С. В промышленности применяются в основном сплавы титана. Такие легирующие элементы как алюминий, кислород, азот повышают температуру полиморфного превращения и называются  $\alpha$  стабилизаторами. Такие легирующие элементы как



молибден, ванадий, марганец, хром, железо понижают температуру полиморфного превращения и называются  $\beta$  стабилизаторами. В зависимости от сочетания легирующих элементов в технике наибольшее распространение получили  $\alpha$  сплавы и  $\alpha+\beta$  сплавы. Отличительной особенностью титановых сплавов является то, что они при температуре выше 500 °С интенсивно поглощают водород, который приводит к водородной хрупкости.

$\alpha$  сплавы не подвергаются упрочняющей термической обработке, а подвергаются деформационному упрочнению. Температура шлифования этих сплавов должна быть ниже уровня 500°С для предотвращения водородной хрупкости и ниже температуры рекристаллизации, для того чтобы избежать как охрупчивания, так и разупрочнения поверхностного слоя. Температурный уровень ниже 500 °С обеспечивает выполнение обоих условий.

Сплавы  $\alpha + \beta$  термически упрочняемые и испытывают при нагреве полиморфные превращения. В зависимости от количества стабилизаторов температура полиморфного превращения может быть ниже 500 °С. После термической обработки, которая заключается в закалке и старении, сплав имеет структуру мелкодисперсных частиц  $\alpha$  и  $\beta$  фаз. При нагреве температурой шлифования выше точки эвтектоидного превращения и при быстром охлаждении, образуется мартенситная  $\beta$  фаза - мартенсит с искаженной гексагональной решеткой,  $\alpha''$  с ромбической решеткой и очень хрупкая  $\omega$  фаза, представляющая собой интерметаллидное соединение титана и легирующего элемента. Указанные фазы при нормальной температурной обработке уничтожаются при старении. После шлифования старение не производится, и поверхностный слой детали имеет фазовый состав искаженный. Указанные фазы повышают хрупкость и снижают прочность поверхностного слоя. Следовательно, при шлифовании  $\alpha + \beta$  титановых сплавов необходимо, чтобы температура была ниже не только 500 °С, но и температуры полиморфного превращения, если эта температура ниже 500 °С. Температура полиморфного превращения может быть определена по рис. 2.

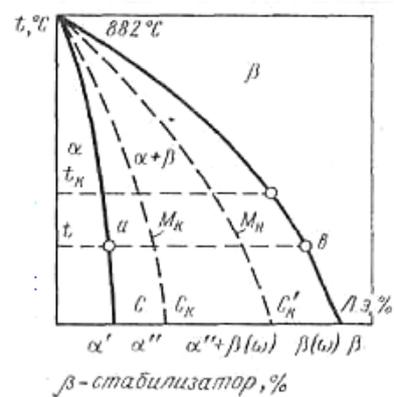


Рис. 2 – Температура полиморфного превращения  $T_{i\alpha} - T_{i\beta}$  в зависимости от  $\beta$  стабилизаторов /2/

Задача шлифования алюминиевых сплавов возникает редко. Однако в тех случаях, когда детали из этих сплавов подвергают шлифовке, необходимо помнить, что они также чувствительны к температуре шлифования.

Алюминиевые сплавы на основе марганца или магния не упрочняются термической обработкой, а подвергаются деформационному упрочнению. Температура шлифования этих сплавов должна быть ниже температуры рекристаллизации для предотвращения разупрочнения поверхностного слоя. Таким образом, рациональная температура при шлифовании таких сплавов должна быть ниже 500 °С.

Сплавы, упрочняемые термической обработкой – дуралюмины представляют

собой сплавы системы Al–Cu–Mg. Они подвергаются закалке и старению. Упрочнение происходит за счет наделения мелкодисперсных частиц  $\beta$  фазы CuAl<sub>2</sub>. Рациональной температурой шлифования будет температура ниже температуры закалки дуралюминов, так как в противном случае произойдет закалка без последующего старения, что повлечет за собой снижение прочности поверхностного слоя. Рациональной температурой будет температура ниже 500 °С. Во многих отраслях техники сейчас уделяется большое внимание композиционным материалам, в которых карбиды либо другие тугоплавкие соединения являются армирующими включениями в более пластичном основном материале. Одним из наиболее прогрессивных способов получения таких композиционных покрытий является высокотемпературное напыление плазменной струей.

Наилучшими свойствами по износостойкости и долговечности обладают поверхности полученные путем плазменного напыления двухоболочковым композиционным плакированным порошком TiC-NiP-Cu.

Как и шлифование деталей из однородных материалов, шлифование деталей с композиционными покрытиями так же сопровождается значительным тепловым и механическим воздействием на обрабатываемую поверхность.

Особенность шлифования таких покрытий заключается в том, что покрытие и подложка являются разнородными материалами, а, следовательно, их основные теплофизические и упругие характеристики, такие как теплопроводность, коэффициенты теплового линейного расширения, температуропроводности, модули упругости резко различны. В результате, на границе покрытие-подложка возникают значительные температурные напряжения, которые приводят к отслоению покрытия и к трещинам самого покрытия.

Если температура шлифования ниже температуры рекристаллизации, что для плазменного композиционного TiC-NiP-Cu-покрытия составляет 390÷400 °С (с учетом скоростного нагрева этот порог повышается до 550°С), то образуется наклепанная структура поверхностного слоя матрицы, которая характеризуется дробленными и пластически-деформированными зернами, вытянутыми в направлении пластической деформации, причем, чем больше радиусы закругления абразивных зерен, тем больше пластическая деформация зерен и тем больше степень наклепа. Это явление приводит к упрочнению матрицы и появлению в ней сжимающих остаточных напряжений. В принципе это повышает прочность и твердость матрицы, что приводит к повышению износостойкости поверхностного слоя. С другой стороны более высокие температуры шлифования могут снять наклеп и образовать растягивающие остаточные напряжения, приводящие к трещинам напыленного слоя, что резко снизит износостойкость и коррозионную стойкость.

Следовательно, верхний предел температур шлифования при обработке металлокерамических напыленных покрытий составляет 450 - 550°С.

Одним из наиболее эффективных способов упрочнения может быть напыление на рабочие поверхности деталей износоустойчивого поверхностного минералокерамического слоя. Необходимая точность (6 квалитет) и шероховатость поверхности Ra=0,63...0,32 (8в - 9а класс) достигается при

шлифовании напыленной минералокерамики кругами из кубического нитрида бора (КНБ). Однако даже при малопроизводительных режимах обработки напыленный минералокерамический слой склонен к образованию трещин.

Экспериментально и теоретически установлено, что основной причиной образования трещин в керамических покрытиях при шлифовании являются контактные температуры, которые обеспечивают мгновенное неравномерное нагревание и охлаждения поверхности, в результате чего возникают растягивающие напряжения, которые превышают допустимые. Для керамики  $Al_2O_3$  при глубине шлифования  $t = 0,01$  и  $0,03$  мм величина растягивающих напряжений может превышать предел прочности на 80 - 200 %.

Рекомендации по рациональным температурам шлифования даны в табл. 1.

Таблица 1–Рациональные температуры шлифования

№	Вид материала	Характерные марки	Рациональные температуры
1.	Ферритные стали	08X13; X25	Температурный интервал 550 - 850°C или ниже 350 °C
2.	Аустенитные стали а) аустенитные неупрочняемые стали б) аустенитные стали с карбидным и с интерметаллидным упрочнением	12X18H10T; 45X14H14B2M; 10X11;20T3P	Меньше 600 °C Больше 800 °C Ниже температуры коагуляции упрочняющих фаз
3.	Титановые сплавы а) $\alpha$ сплавы б) $\alpha + \beta$ сплавы	BT5; BT5-1; BT6; BT22	Ниже температуры водородной хрупкости (<500°C) Ниже температуры полиморфного превращения
4.	Алюминиевые сплавы а) термически не упрочняемые б) термически упрочняемые	АМц; АМг2 Д16; АВ; В95	Ниже температуры рекристаллизации Ниже температуры закалки
5.	Металлокерамические покрытия	TiC-NiP-Cu.; WC-NiP-Cu	Не выше температуры 500 - 550 °C
6.	Минералокерамические покрытия а) не модифицированные б) модифицированные WC; TiC; C	$Al_2O_3$ ; $Zr_2O_3$ ; $Cr_2O_3$	<400 °C до 600 °C

Предложены смеси модифицированных керамических слоев (%): (70...90)  $Al_2O_3$  (или  $Cr_2O_3$ , или  $TiO_2$ ) и (30...10)C; или (70...90)  $Al_2O_3$  (или  $Cr_2O_3$ , или  $TiO_2$ ) и (30...10) TiC; или (70...90)  $Al_2O_3$  (или  $Cr_2O_3$ , или  $TiO_2$ ) и (30...10) WC; или (70...90)  $Al_2O_3$  (или  $Cr_2O_3$ , или  $TiO_2$ ) и C, TiC, WC в разных соотношениях (30..10), которые уменьшают в 3-4 раза вероятность появления трещин в упрочненных поверхностных слоях.

При шлифовании напыленных керамических слоев температура, как правило, не должна превышать интервал 400 – 450 °C. При шлифовании

керамических слоев модифицированных карбидом вольфрама, титана и чистым углеродом температура может быть повышена до 600 °С.

**Выводы.** В реальных условиях шлифования необходимо, хоть и весьма трудно, реализовать поддержание температуры шлифования на определенном уровне. Ориентировочные значения оптимальных температур для различных сталей и сплавов приведены в табл. 1.

**Список литературы:** 1. *Лахтин Ю. М.* Материаловедение и термическая обработка металлов / Ю. М.Лахтин// М.; Металлургия. - 1984.- 360 с. 2. *Кидин И. Н.* Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали / И. Н. Кидин // М.: Металлургия. - 1975. - 312 с. 3. *Редько С. Г.* Процессы теплообразования при шлифовании металлов / С. Г. Редько// Саратов: Саратовский университет, - 1962. —231 с. 4. *Чирков Т. В.* Математическое моделирование режимов резания при обработке материалов абразивными инструментами / Т. В. Чирков // Технология машиностроения. — 2004. — № 6. — С. 58—62. 5. *Корчак С. Н.* Теория обрабатываемости сталей и сплавов при абразивной обработке / С. Н. Корчак// Вестник Южно-Уральского государственного университета: Машиностроение.- 2003. — № 4. 6. *В. Г. Лебедев., Н. Н. Клименко; С. А. Аль-Аджелат.* Механизм образования прижогов при шлифовании деталей из закаленных сталей./ В. Г. Лебедев., Н. Н. Клименко; С. А. Аль-Аджелат //- Наукові нотатки. Науковий збірник ЛНТУ, Випуск 40, Луцьк . - 2013. с.141 – 144. 7. *В. Г. Лебедев, Т. В. Чумаченко.* Исследование остаточных напряжений керамического слоя напыленного на валы турбин при шлифовании кругами из КНБ./ В. Г. Лебедев, Т. В. Чумаченко // Наукові нотатки. Науковий збірник ЛНТУ, Випуск 40, Луцьк - 2013.с.144 – 150

**Bibliography (transliterated):** 1. *Lahtin M.* (1984) Materials and heat treatment of metals. Moscow: Metallurgy. 360. 2. *Kidin I.* (1975) Phase transitions with accelerated heating steel. Moscow: Metallurgy. 312. 3. *Red'ko S. G.* (1962) Processes of heat buildup when grinding metal . Saratov: Saratov State University, 231 4. *Chirkov T.*(2004) Mathematical modeling of cutting material processing abrasive tools .Mechanical Engineering Technology. № 6. 58-62. 5. *Korchak S. N.* (2003) Theory of machinability of steels and alloys under abrasion Bulletin of the South Ural State University: Engineering, 4. 6. *Lebedev V., Klimenko N.; Al-Adzhelat S.* (2013) The mechanism of formation of burns when grinding parts made of hardened steels. Lutsk: Naukovi notatki. LNTU, Preview Issue 40. 141 - 144. 7. *Lebedev V., Chumatchenko T.*(2013). Investigation of residual stresses on the ceramic layer sprayed turbine shafts for grinding wheels made of CBN. Lutsk. Naukovi notatki LNTU, Preview Issue 40,144 – 150

*Поступила (received) 12.05.2014*

## УДК 621.785.53

**В. О. КОСТИК**, канд. техн. наук, доц., НТУ «ХП»;

**К. О. КОСТИК**, канд. техн. наук, доц., НТУ «ХП»;

## ВИВЧЕННЯ ЗМІНИ КОЕФІЦІЄНТУ ДИФУЗІЇ ВУГЛЕЦЮ ЗАЛЕЖНО ВІД ТЕМПЕРАТУРИ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ 20Х

Розглянуто один з методів цементації сталі 20Х з детальним вивченням зміни коефіцієнту дифузії вуглецю залежно від температури хіміко-термічної обробки. На основі експериментальних даних виведені математичні моделі товщини загального дифузійного шару та кожної її зони від температури цементації в діапазоні 800–950 °С. Отримані математичні моделі коефіцієнтів дифузії вуглецю від глибини дифузійного шару в діапазоні температур від 800 до 950 °С.

**Ключові слова:** сталь, вуглець, цементація, дифузійний шар, глибина шару, мікротвердість, коефіцієнт дифузії.

© В. О. КОСТИК, К. О. КОСТИК, 2014