

9. Galanin S.I., Kalinnikov I.V. Polarization of Jewelry Gold Alloys by Bipolar Current Pulses in a Polishing Electrolyte. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2008, vol. 44, no. 5, pp. 359-366.
10. Lesch A., Wittstock G., Burger C., Walther B., Hackenberg J. External control of anodic dissolution mechanisms of 100Cr6 in nitrate/chloride mixed electrolytes. *Journal of Electrochemical Science and Engineering*, 2011, vol. 1, no. 1, pp. 39-54. doi: 10.5599/jese.2011.0004.
11. Shcherbak M.V., Tolstaia M.A., Anisimov A.P., Postanogov V.Kh. *Osnovy teorii i praktiki elektrokhimicheskoy obrabotki metallov i splavov* [Fundamentals of the theory and practice of electrochemical machining of metals and alloys]. Moscow, 1981. 263 p. (Rus.)

Рецензент: С.В. Поздєєв

д-р техн. наук, професор, ЧПБ ім. Героїв Чорнобиля НУЦЗ України

Стаття надійшла 12.09.2018

УДК 621.658.012.531

doi: 10.31498/2225-6733.37.2018.160266

© Самотугін С.С.¹, Христенко О.А.²

НАНОТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ: ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ РЕЗЬБОНАРЕЗНОГО ИНСТРУМЕНТА

В работе исследован процесс плазменного поверхностного модифицирования резьбонарезной гребенки из стали Р6М5 с образованием субмикроструктурной структуры на поверхности инструмента. При определенных технологических условиях плазменного модифицирования инструмента из быстрорежущей стали создаются возможности дополнительного повышения твердости и теплостойкости за счет образования в модифицированной зоне после финишного отпуска ультрадисперсной мартенситно-карбидной структуры.

Ключевые слова: упрочнение, плазма, гребенка, резьбонарезание, субмикроструктурирование.

Самотугін С.С., Христенко О.А. Нанотехнології в машинобудуванні: плазмове модифікування різьбонарізного інструменту. У роботі досліджено процес плазмового поверхневого модифікування різьбонарізної гребінки зі сталі Р6М5 з утворенням субмикроструктурної структури на поверхні інструменту. При певних технологічних умовах плазмового модифікування інструменту зі швидкорізальної сталі створюються можливості додаткового підвищення твердості і теплостійкості за рахунок утворення в модифікованій зоні після фінішної відпустки ультрадисперсної мартенситно-карбідної структури. Дослідження показали, що підвищення твердості і теплостійкості різальних крайок гребінок зі сталі Р6М5 при плазмовому модифікуванні обумовлено дією субструктурного, дислокаційного і твердорастворного механізмів зміцнення. В структурі модифікованої зони утворюються надзвичайно дисперсні карбідні частки (близько 100 нм), які грають роль бар'єрів і перешкоджають росту аустенітного зерна і, отже, кристалів мартенситу при швидкісному загартовуванню як в рідкій, так і в твердій фазі. Разом з тим, ступінь підвищення HV і K4p58 незначна, а підвищення вмісту залишкового аустеніту і додаткове насичення твердого розчину вуглецем і карбідообразуючими елементами припускають ефективність виконання фінішної об'ємної відпустки і реалі-

¹ д-р техн. наук, професор, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь

² ассистент, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь, khrystenko.olga@gmail.com

зацію твердіння з виділенням вторинних карбідів. Досягаються значення твердості і теплостійкості різальних крайок, що перевищують рівень плазмового модифікування без оплавлення поверхні для масивного інструменту зі швидкорізальної сталі і, відповідно, плазмової обробки з мікрооплавленням поверхні, названому плазмовим мікро- та наноструктуруванням. Ступінь дисперсності структури після комплексного зміцнення на порядок вища, ніж при плазмовій обробці масивного інструменту, аналогічна плазмовій обробці з мікрооплавленням і на 2-3 порядки вища, ніж при стандартній об'ємній термообробці.

Ключові слова: зміцнення, плазма, гребінка, різьбонарізання, субмікроструктурування.

S.S. Samotugin, O.A. Khrystenko. Nanotechnology in mechanical engineering: plasma modification of a thread-cutting tool. The paper studies the process of plasma surface modification of a screw-threaded comb from Steel P6M5 steel to form submicrocrystalline structure on the tool surface. Under certain technological conditions of plasma modification of the high-speed steel tool, the possibilities of additional increase of hardness and heat resistance are created due to the formation of the ultra-fine martensitic-carbide structure in the modified zone after the final tempering. Studies have shown that increase in the hardness and heat resistance of the cutting edges of the Steel P6M5 comb in plasma modification result from the action of substructural, dislocational and solid-hardening mechanisms of strengthening. In the structure of the modified zone, extremely dispersed carbide particles (about 100 nm) are formed that act as barriers and prevent the growth of austenitic grain and, consequently, martensite crystals at high-speed hardening in both the liquid and solid phases. However, the degree of HV and K4r58 increase is not significant, and the increase in the content of residual austenite and, moreover, saturation of the solid solution with carbon and carbide-forming elements presuppose the effectiveness of the final bulk tempering and the solidification with the release of secondary carbides. The values of hardness and heat resistance of the cutting edges exceeding the level of plasma modification without surface melting for a massive tool of high speed steel are achieved and, accordingly, plasma processing with surface micromelting, called plasma micro- and nanostructuring. The degree of dispersion of the structure after the complex reinforcement is an order of magnitude higher than that of a plasma processing of a massive instrument, and is similar to that of a plasma processing with micromelting and 2-3 orders of magnitude higher than with a standard bulk heat treatment.

Keywords: strengthening, plasma, comb, thread cutting, submicrostructure.

Постановка проблеми. Одним из наиболее сложных типов режущего инструмента является резьбонарезной инструмент – метчики, гребенки, резцы и т. п. [1, 2]. Резьба является сложной винтовой поверхностью, к которой предъявляются высокие требования по точности и чистоте обработки. Формообразование резьбы является сложным процессом. Вследствие этого резьбовые инструменты работают в очень трудных условиях [1, 2]. Для повышения производительности резьбонарезания широко применяют резьбовые гребенки (рис. 1), принятые в настоящей работе в качестве объекта исследований. Рабочая часть гребенки имеет 6-8 шагов резьбы. Из них 1,5-2 шага расположены на режущей части l_1 и 4,5-6 шагов на калибрующей части l_2 (рис. 1). Вершины зубчиков на режущей части срезаны, образуя заборный конус с углом $\varphi = 25-35^\circ$. Число рабочих ходов при нарезании резьбы гребенками уменьшается в 2-3 раза по сравнению с резьбовыми резцами.

Наиболее уязвимым местом в процессе работы гребенки, определяющим точность и качество поверхности нарезаемой резьбы, являются вершины и впадины зубчиков на калибрующей части (l_2). Износ в этих точках допускается минимальным. Следует отметить, что аналогичный вид (рис. 1) имеет и схема режущей части метчиков. Поэтому результаты данных исследований могут быть применены и при оптимизации технологии плазменного модифицирования метчиков из быстрорежущей стали.

Анализ последних исследований и публикаций. Ранее установлено, что, учитывая характер приложения нагрузок и, соответственно, характер износа, плазменную обработку гребенки

нок следует выполнить при перемещении плазматрона вдоль задней поверхности [3]. При таком расположении модифицированная зона, нанесенная один раз, будет сохраняться после многократных переточек по передней поверхности. В этом преимущество плазменного модифицирования по сравнению с нанесением покрытий из карбидов или нитридов методом насыщения или осаждения. Данные покрытия используют один раз и после износа, и каждой переточки гребенки требуется повторное нанесение покрытия.

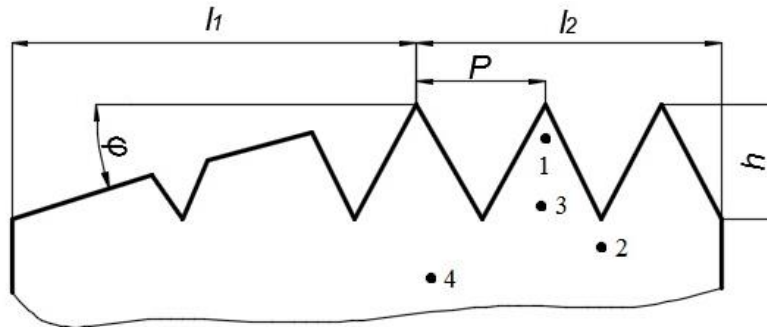


Рис. 1 – Параметры рабочей части резьбовой гребенки: 1, 2 – точки исследований после плазменного модифицирования

Целью данной работы является разработка оптимального метода комплексного объемно-поверхностного упрочнения резьбонарезных гребенок из стали Р6М5, включающего объемную термообработку (закалка и отпуск по стандартным режимам) и плазменное поверхностное модифицирование.

Изложение основного материала. Выполнялась плазменная обработка призматических гребенок (рис. 1) для нарезания метрической резьбы с шагом 4,0 мм, прошедших на стадии изготовления стандартную объемную термообработку – закалку от 1220°C + трехкратный отпуск при 560°C (выдержка 1 час). Плазменная обработка гребенки выполнялась вдоль задней поверхности по схеме, приведенной в работах [3, 4]. Оптимальные режимы плазменного нагрева также выбирались согласно рекомендаций работы [4]. Исследованы два варианта комплексной технологии: А – плазменное модифицирование после стандартной объемной термообработки; Б – то же с последующим трехкратным стандартным объемным отпуском.

Из обработанных гребенок вырезались темплеты и приготавливались шлифы для металлографических и рентгеноструктурных исследований. На шлифах также выполнялись замеры твердости по Виккерсу и приводились испытания на теплостойкость по ГОСТ 19265-73 с определением параметра K_{ps8}^4 . При рентгеноструктурных исследованиях по общепринятым методикам [5, 6] на дифрактометре ДРОН-3,0 определяли фазовый состав, параметр кристаллической решетки (a), плотность дислокаций (ρ) и размер блоков (D).

Как установлено ранее [4], при высококонцентрированном плазменном нагреве поверхности гребенки температура в поверхностных объемах металла распределяется неравномерно – наиболее быстро нагреваются и также наиболее быстро охлаждаются вершины и впадины зубчиков на калибрующей части. Эти же места являются и наиболее уязвимыми при резьбонарезании, определяющими точность и качество поверхности резьбы. Учитывая вышеизложенное, на рис. 1 показаны точки исследований структуры и свойств. Результаты исследований приведены в таблице и на рис. 2.

Микроструктура стали Р6М5 после стандартной объемной термообработки состоит из легированного мартенсита, эвтектических и вторичных карбидов и следов остаточного аустенита (рис. 2, г). Такая структура и соответствующие ей значения твердости и теплостойкости (табл.) считаются оптимальными для термообработанной быстрорежущей стали [7]. После нагрева поверхности гребенки высококонцентрированной плазменной струей (вариант А) твердость и теплостойкость стали Р6М5 повышаются. В зоне плазменного воздействия происходит растворение сохранившихся первичных карбидов и части вторичных карбидов. Твердый раствор дополнительно насыщается углеродом и легирующими элементами, что приводит к подавлению самоотпуска мартенсита, и, как следствие, увеличению периода его решетки (табл.). В свою

очередь из-за очень малой длительности выдержки в нагретом состоянии, гомогенизация твердого раствора не протекает и металл модифицированной зоны характеризуется структурной и химической неоднородностью. Кроме того, дисперсность структуры увеличивается (рис. 2, а-в), уменьшается размер блоков и почти на порядок увеличивается плотность дислокаций. Наряду с микроструктурной неоднородностью еще более выражена макроструктурная неоднородность металла модифицированной зоны. Это связано с неравномерностью нагрева и охлаждения поверхности сложной (зубчатой) формы. Наиболее высокие значения температуры нагрева (близкие, но не превышающие температуру плавления) и наиболее высокие значения скорости охлаждения достигаются в объемах металла у вершин зубчиков (точка 1); несколько меньшие значения – в объемах металла у впадин (точка 2) и далее снижаются при удалении вглубь металла модифицированной зоны (точка 3). Граница модифицированной зоны определяется изотермой, соответствующей температуре порядка 600°C. Далее расположена внутренняя зона отпуски [7] и затем металл с исходной структурой (точка 4).

Таблица

Твердость и свойства металла модифицированной зоны на резбонарезных гребенках из стали Р6М5

Вариант обработки	Точка исследований	Твердость HV	Теплостойкость K ⁴ _{p58} , °C	Фазовый состав, %			Параметры кристаллического строения		
				Мартенсит	Аустенит	Карбиды	Период решетки мартенсита а, нм	Плотность дислокаций ρ, ×10 ¹⁶ , м ⁻²	Размер блоков D, ×10 ⁻⁷ , м
Исходное состояние	4	820-840	620	86	2	12	0,2868	4,5	1,112
А	1	905-920	645	55	42	3	0,2875	37,2	0,153
	2	910-925	655	60	35	5	0,2874	35,7	0,160
	3	900-915	645	88	2	10	0,2874	35,2	0,164
Б	1	1000-1025	690	86	2	12	0,2873	45,0	0,091
	2	990-1015	690	86	2	12	0,2872	43,4	0,101
	3	970-990	680	88	2	10	0,2872	42,1	0,107

Как и значения твердости, наиболее высокая степень дисперсности структуры модифицированной зоны достигается у вершин зубчиков и во впадинах (рис. 2, а, б). При удалении вглубь модифицированной зоны (рис. 2, в) дисперсность структуры и твердость несколько снижаются, но остаются значительно выше, чем в исходном металле.

Сверхскоростной плазменный нагрев ранее закаленной стали Р6М5 вызывает ее повторную закалку за счет обратного мартенситного перехода по сдвиговому механизму [7]. Образующийся при этом аустенит наследует от исходного мартенсита дефектную структуру, что при последующей повторной закалке и вызывает значительное повышение плотности дислокаций (табл.). Увеличение содержания остаточного аустенита вызвано пересыщением твердого раствора углеродом и легирующими элементами и повышением его устойчивости к α→γ превращению. Образующийся мартенсит имеет пластинчатую (двойникованную) морфологию, которая методом оптической металлографии не выявляется (рис. 2, а-в). Аустенитная фаза в такой мартенситной матрице равномерно распределяется либо в виде тонких прослоек между мартенситными пластинами, либо в виде микровыделений сферической формы.

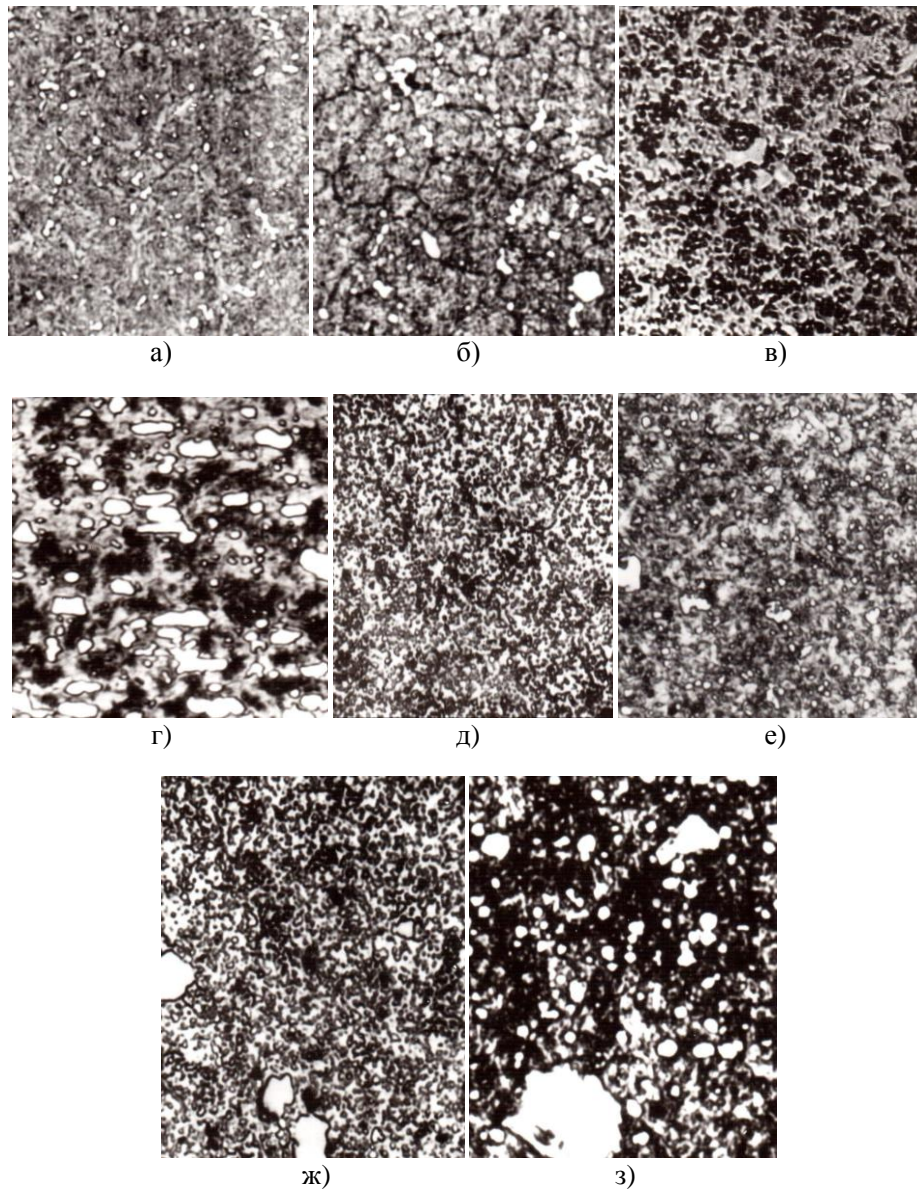


Рис. 2 – Микроструктура металла модифікованої зони на гребенках из стали Р6М5 после обработки по варианту А (а-г) и варианту Б (д-з) в точках исследованных: а, д – точка 1; б, е – точка 2; в, ж – точка 3; г, з – точка 4; $\times 1000$

Как было установлено ранее, растворение карбидной фазы при плазменном нагреве быстрорежущей стали [7, 8], как и при лазерном [9, 10], происходит по механизму контактного (эвтектического) плавления при температуре, не превышающей температуру солидуса компонентов, который обусловлен межатомным взаимодействием на поверхности раздела контактирующих кристаллов (карбид-матрица), возникновением напряжений в граничных слоях кристаллических решеток и ослаблением собственных внутрикристаллических связей в этих слоях [11].

Роль диффузии при контактном плавлении карбидов сводится к диффузионному переносу атомов углерода при растворении карбидных частиц в аустенитной фазе с последующим выделением карбидов при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении [12]. Карбидные частицы диспергируются в результате диффузионных фазовых $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -переходов за счет разной растворимости углерода в γ - и α -фазах [13]. Как крупные, так и мелкие карбиды, имеющиеся в стали Р6М5 после объемной термообработки (рис. 3, г), в верхних участках модифицированной зоны (рис. 2, а, б) растворяются полностью. В более отдаленных участках модифицированной зоны, где температура нагрева была ниже максимальной (точка 3, рис. 2), можно наблюдать отдельные сохранившиеся частично оплавленные карбиды округлой формы (рис. 3, в).

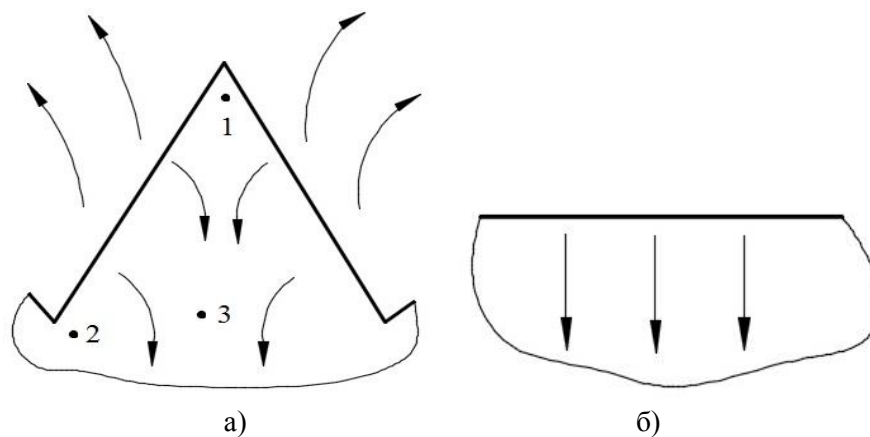


Рис. 3 – Направление движения тепловых потоков при скоростном охлаждении в процессе плазменной обработки поверхностей зубчатой (а) и гладкой (б) форм

Таким образом, исследования показали, что повышение твердости и теплостойкости режущих кромок гребенок из стали Р6М5 при плазменном модифицировании по варианту А (табл.) обусловлено действием субструктурного, дислокационного и твердорастворного механизмов упрочнения [7]. Вместе с тем, степень повышения HV и K^{4}_{p58} незначительна, а повышение содержания остаточного аустенита и дополнительное насыщение твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами предполагают эффективность выполнения финишного объемного отпуска и реализацию дисперсионного твердения с выделением вторичных карбидов (вариант обработки Б, табл.). В этом случае одновременно происходят два процесса – распад остаточного аустенита (увеличивается содержание мартенситной фазы) и дисперсионное твердение металла модифицированной зоны (увеличивается содержание карбидной фазы, табл.). Выделяющиеся вторичные карбиды имеют чрезвычайно высокую степень дисперсности, особенно у кромок (рис. 2, д, е), и равномерно распределены в мартенситной матрице. Важную роль при дисперсионном твердении металла модифицированной зоны играет и высокая плотность дислокаций [7]. При отпуске действие твердорастворного и субструктурного механизмов упрочнения ослабляется – уменьшается период кристаллической решетки мартенсита и увеличивается размер блоков (табл.), однако значительно более эффективно действуют дислокационный и, особенно, дисперсионный механизмы упрочнения. Достигаются значения твердости и теплостойкости режущих кромок, превышающие уровень плазменного модифицирования без оплавления поверхности для массивного инструмента из быстрорежущей стали [7] и соответствующие случаю плазменной обработки с микроплавлением поверхности, названному в работе [14] плазменным микро- и наноструктурированием.

При плазменной обработке быстрорежущей стали с микроплавлением поверхности [14] структура модифицированной зоны состоит из высокодисперсного пластинчатого мартенсита, сильно пересыщенного остаточного аустенита и дисперсных эвтектических карбидов. В условиях чрезвычайно высокой скорости охлаждения расплава (10^6 °C/c [7]) происходит вырождение дендритных форм кристаллизации и структура слоя плазменного микроплавления имеет ячеистый характер. Каждое зерно имеет блочное строение, размер блоков порядка 100 нм. При последующем объемном отпуске такая ячеистая структура дополнительно упрочняется благодаря выделению высокодисперсных вторичных карбидов размером порядка 100 нм [14]. Аналогичная высокодисперсная мартенситно-карбидная структура со средним размером пластин мартенсита и частиц карбидов порядка 100 нм получена и в настоящей работе в точках 1 и 2 у режущей кромки при обработке по варианту Б (рис. 2, д, е). Однако в данном случае образование такой структуры не связано с процессом скоростной кристаллизации расплава, а обусловлено фазовыми и структурными превращениями в твердой фазе при увеличении скорости охлаждения объемов металла, прилегающих к режущей кромке зубчатой формы (рис. 3). В точках, удаленных от кромки (точка 3), скорость охлаждения снижается – степень дисперсности структуры (рис. 2, ж) и значения твердости (табл.) соответствуют случаю плазменного модифицирования массивного инструмента из стали Р6М5 [7, 8].

Металлографические исследования методом оптической микроскопии (рис. 2) не позволяют корректно описать ультрадисперсную структуру модифицированной зоны. Для этих целей проведены исследования методом просвечивающей электронной микроскопии угольных реплик, напыленных на различные участки шлифов у режущих кромок. Характерные примеры отпечатков реплик представлены на рис. 4. Исследования показали, что в процессе плазменного модифицирования у режущей кромки происходит растворение мелких и средних карбидных частиц и значительное оплавление круглых карбидов. Оставшиеся крупные и мелкие карбиды имеют строго правильную форму сферы или эллипсоида (рис. 4, а), что свидетельствует о равномерном расплавлении их периферийных объемов и растворении в матрице. Отпуск после плазменного модифицирования способствует выделению ультрадисперсных вторичных карбидов, имеющих преимущественно неправильную форму (рис. 4, б).

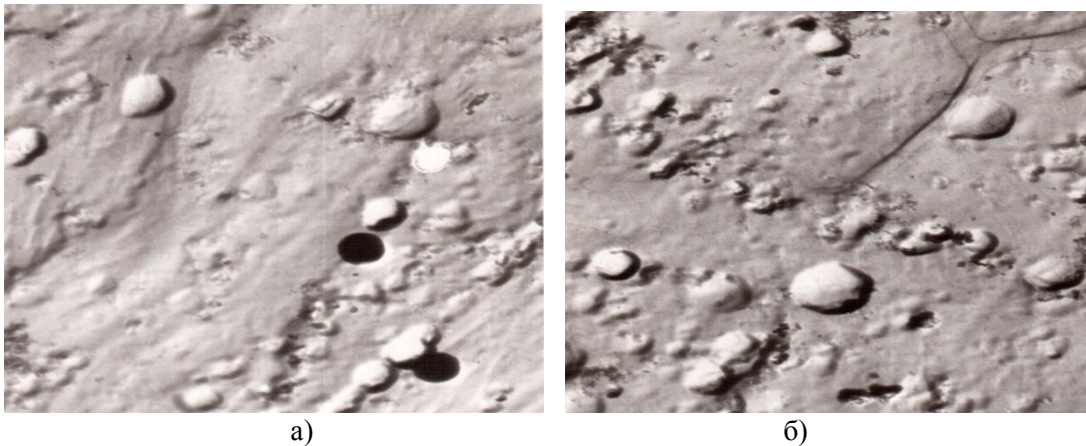


Рис. 4 – Тонкая структура металла модифицированной зоны у режущей кромки (точка 1) при обработке по варианту А (а) и Б (б), $\times 9000$

Сопоставляя результаты исследований, полученные в данной работе, с результатами работы [14], можно сделать заключение, что при определенных технологических условиях плазменного модифицирования инструмента из быстрорежущей стали создаются возможности дополнительного повышения твердости и теплостойкости за счет образования в модифицированной зоне после финишного отпуска ультрадисперсной мартенситно-карбидной структуры. Это может быть обработка массивного инструмента с микроплавлением, когда ультрадисперсная структура матрицы формируется в процессе сверхбыстрой кристаллизации оплавленного слоя [14]. Другим случаем является плазменная обработка поверхности сложной (зубчатой) формы (рис. 3), когда ультрадисперсная структура матрицы формируется в процессе сверхскоростной (10^6 - 10^7 °C/c [4]) закалки в твердой фазе. Выделяющиеся в обоих случаях в структуре модифицированной зоны чрезвычайно дисперсные карбиды частицы (порядка 100 нм) играют роль барьеров и препятствуют росту аустенитного зерна и, следовательно, кристаллов мартенсита при скоростной закалке как из жидкой, так и в твердой фазе. Такой эффект можно объяснить с позиции теории барьеров [15].

Тип структуры, образующейся в модифицированной зоне в результате комплексного объемно-поверхностного упрочнения гребенок из стали Р6М5, по классификации, предложенной в работе [16], занимает промежуточное положение между нанокристаллической (до 100 нм) и субмикроструктурной (100-1000 нм или 0,1-1,0 мкм). Частицы мартенсита размером до 150 нм названы наномартенситом, а метод получения таких структур при поверхностных энергетических воздействиях – наноструктурированием поверхности [16]. В работе [17] использован термин «нанодисперсный мартенсит» и среди методов его получения также указана обработка концентрированными источниками энергии. По мнению авторов работы [18], материалы с субмикроструктурной структурой (СМК-материалы) представляют собой новый класс материалов с необычными физическими и механическими свойствами, в частности, высокой прочностью и повышенной вязкостью. Модификация поверхностного слоя названа в работе [18] одним из наиболее перспективных методов получения (или нанесения) наноматериала.

териалов на рабочие поверхности инструмента. Представленные выше результаты исследований свидетельствуют о возможности реализации указанных новейших технологий при использовании высококонцентрированного плазменного нагрева.

Выводы

1. Эффективным методом повышения работоспособности резбонарезного инструмента из быстрорежущей стали является плазменное поверхностное модифицирование. Значение твердости и теплостойкости режущих кромок гребенок из стали Р6М5, достигнутые при плазменном модифицировании по оптимальной технологии, значительно (до 25%) превосходят значения, получаемые после известных (стандартных) методов упрочнения.

2. При плазменном поверхностном модифицировании резбонарезного инструмента с режущей кромкой зубчатой формы образуется субмикроструктурная структура скоростной закалки, основной составляющей которой являются пластины наномартенсита размера порядка 100 нм. В процессе последующего объемного отпуска в модифицированной зоне выделяются ультрадисперсные частицы вторичных карбидов размером порядка 100 нм. Степень дисперсности структуры после комплексного упрочнения на порядок выше, чем при плазменной обработке массивного инструмента, аналогичная случаю плазменной обработки с микроплавлением и на 2-3 порядка выше, чем при стандартной объемной термообработке.

Список использованных источников:

1. Иноземцев Г.Г. Проектирование металлорежущих инструментов / Г.Г. Иноземцев – М. : Машиностроение, 1984. – 272 с.
2. Родин П.Р. Металлорежущие инструменты / П.Р. Родин. – М. : Высшая школа, 1974. – 400 с.
3. Самогугин С.С. Плазменное модифицирование резбонарезного инструмента / С.С. Самогугин, О.А. Христенко // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2017. – № 34. – С. 105-112. – (Серія : Технічні науки).
4. Самогугин С.С. Математическая модель процесса поверхностного плазменного упрочнения резбонарезной гребенки / С.С. Самогугин, О.А. Христенко, В.А. Мазур // Захист металургійних машин від поломок : Зб. наук. пр. – 2014. – Вип. 16. – С. 14-16.
5. Горелик С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С.С. Горелик, Я.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М. : Металлургия. – 1971. – 368 с.
6. Васильев Д.М. Дифракционные методы исследования структуры / Д.М. Васильев. – М. : Металлургия. – 1977. – 247 с.
7. Самогугин С.С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов / С.С. Самогугин, Л.К. Лещинский. – Донецк : Новый мир, 2003. – 338 с.
8. Самогугин С.С. Эксплуатационные свойства инструментальных сталей после комплексного объемно-поверхностного упрочнения / С.С. Самогугин, А.В. Пуйко, Н.Х. Соляник, Е.Б. Локшина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 5. – С. 2-6.
9. Крянина М.Н. Термическая обработка быстрорежущей стали с применением непрерывного лазерного излучения / М.Н. Крянина, А.М. Бернштейн, Т.П. Чупрунова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 10. – С. 7-12.
10. Бровер Г.И. Особенности строения и свойства инструментальных сталей после высококонцентрированного нагрева и отпуска / Г.И. Бровер, В.Н. Варавка, А.П. Русин // Физика и химия обработки материалов. – 1988. – № 5. – С. 107-113.
11. Залкин В.М. Некоторые аспекты теории эвтектических сплавов в свете новых экспериментальных данных / В.М. Залкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1993. – № 11. – С. 2-7.
12. Гончаренко И.А. Механизмы сверхпластичности и структурообразования в гетерофазных металлических материалах при фазовых переходах / И.А. Гончаренко, А.З. Гвоздеев // Металлы. – 1992. – № 3. – С. 166-171.
13. Долженков И.Е. Сфериодизация карбидов в стали / И.Е. Долженков, И.И. Долженков. – М. : Металлургия. – 1984. – 143 с.
14. Самогугин С.С. Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей / С.С. Самогугин, В.А. Мазур // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. –

№ 4. – С. 29-37.

15. Гуляев А.П. *Металловедение* / А.П. Гуляев. – М. : Metallurgy. – 1986. – 554 с.
16. Молотилов Б.В. Нанотехнологии – новое направление в прецизионной металлургии / Б.В. Молотилов // *Сталь*. – 2005. – № 1. – С. 97-100.
17. Валиев Р.В. Структура и свойства металлических материалов с субмикроструктурной структурой / Р.В. Валиев, А.В. Корзников, Р.Р. Мулюков / *Физика металлов и металлостроение*. – 1992. – № 4. – С. 70-86.
18. Шулаев В.М. Инженерия неорганических наноматериалов / В.М. Шулаев // *Мир техники и технологий*. – 2007. – № 2. – С. 62-64.

References:

1. Inozemtsev G.G. *Proektirovanie metalorejuschih instrumentov* [Engineering cutting tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984. 272 p. (Rus.)
2. Rodin P.R. *Metalorejuschie instrumentu* [Cutting tools]. Moscow, Vus chay shkola Publ., 1974. 407 p. (Rus.)
3. Samotugin S.S., Khrystenko O.A. Plazmenoe modifizirovanie rezbonareznogo instrumenta [Plasma modification of a threading tool]. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki – Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, 2017, no. 34, pp. 105-112. (Rus.)
4. Samotugin S.S., Khrystenko O.A., Mazur V.A. Matematicheskaya model prozesa plazmenogo poverhnostnogo uprochneniya rezbonareznoi grebenki [Mathematical model of the process of surface plasma hardening thread-cutting comb]. *Zahust metallurgii nuh machun vid polomok – Protection of metallurgical machines from breakdowns*, 2014, no. 16, pp. 14-16. (Rus.)
5. Gorelik S.S., Rastorguev Y.N., Skakov Y.A. *Rentgenograficheskii i elektronno-opticheskii analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow, Metallurgy Publ., 1971. 368 p. (Rus.)
6. Vaasiel'ev D.M. *Difraktsionnye metody issledovaniya strukturu* [Diffractional structure analysis methods]. Moscow, Metallurgy Publ., 1977. 247 p. (Rus.)
7. Samotugin S.S., Leschinskiy L.K. *Plazmenoe uprochnenie instrumentalnuh materialov* [Plasma hardening of tools material]. Donetsk, Novui mir Publ., 2003. 338 p. (Rus.)
8. Samotugin S.S., Pyiko A.V., Solyanik N.H., Loks chuna E.B. Ekspluatatsionnye svoistva instrumentalnuh stali posle kompleksnogo ob'emno-poverhnostnogo uprochneniya [Performance properties of tool steels after complex bulk-surface hardening]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal science and heat treatment of metals*, 1997, no. 5, pp. 2-6. (Rus.)
9. Kryanina M.N., Bernshtein A.M., Chuprunova T.P. Termicheskaya obrabotka bistroreguscei stali s primeneniem nepreruvnogo lazernogo izlucheniya [Heat treatment of high-speed steel using continuous laser radiation]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal science and heat treatment of metals*, 1989, no. 10, pp. 7-12. (Rus.)
10. Brover G.I., Varavka V. N., Rusin A.P. Osobennosti stroeniya i svoista instrumentalnuh stali posle vusokokonzentrirovannogo nagreva i otpuska [Features of the structure and properties of tool steels after highly concentrated heating and tempering]. *Fizika i himiya obrabotki materialov – Physics and chemistry of materials processing*, 1988, no. 5, pp. 107-113. (Rus.)
11. Zalkin V.M. Nekotore aspect teorii evtekticheskikh splavov v svete novuh eksperimental'nuh dannuh [Some aspects of the theory of eutectic alloys in the light of new experimental data]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal science and heat treatment of metals*, 1993, no. 11, pp. 2-7. (Rus.)
12. Goncharenko I.A., Gvozdeev A.Z. Mehanizmu sverhplasticnosti i strukturoobrazovaniya v geterofaznuh metalicheskikh materialah pri fazovuh perehodah [Mechanisms of superplasticity and structure formation in heterophase metallic materials during phase transitions]. *Metallu – Metals*, 1992, no. 3, pp. 166-171. (Rus.)
13. Dolgenikov I.E., Dolgenikov I.I. *Sveriodizazuya karbidov v stali* [Spiderodization of carbides in steel]. Moscow, Metallurgy Publ., 1984. 143 p. (Rus.)
14. Samotugin S.S., Mazur V.A. Plazmenoe micro- i nanostrukturirovanie poverhnosti instrumntalnuh stali [Plasma micro- and nanostructuring of the surface of tool steels] *Uprochnyauschie tehnologii i pokrutiya – Strengthening technologies and coatings*, 2013, no. 4, pp. 29-37. (Rus.)
15. Gulyav A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgy Publ., 1986. 554 p. (Rus.)

16. Molotilov B.V. Nanotehnologii – novoe napravlenie v prezezionnoi metalurgii [Nanotechnology - a new direction in precision metallurgy]. *Stal' – Steel*, 2005, no. 1, pp. 97-100. (Rus.)
17. Valiev R.V., Korznikov A.V., Mulykov R.R. Structura i svoistva metallicheskikh materialov s submikrokristallicheskoj structuroi [Structure and properties of metallic materials with submicrocrystalline structure]. *Fizika metallov i metallovedenie – Metal physics and metallography*, 1992, no. 4, pp. 70-86. (Rus.)
18. Schulaev V.M. Ingeneriya neorganicheskikh nanomaterialov [Inorganic Nanomaterials Engineering]. *Mir tehniki i tehnologii – The world of equipment and technology*, 2007, no. 2, pp. 62-64. (Rus.)

Рецензент: В.А. Мазур
канд. техн. наук, доц., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 24.10.2018

УДК 621.833

doi: 10.31498/2225-6733.37.2018.160268

© Маргулис М.В.¹, Куберский Е.В.²

РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИВОДА ПЕРЕДВИЖЕНИЯ С ВОЛНОВОЙ ЗУБЧАТОЙ ПЕРЕДАЧЕЙ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МАШИН

В статье приведен анализ известных конструкций приводов передвижения с волновой зубчатой передачей (ВЗП) для металлургических машин, отмечены существенные недостатки и предложено новое рациональное конструктивное решение такого привода. Известно, что в приводах металлургических машин используются большие передаточные отношения ($u \approx 80 \dots 2500$) и в традиционных (неволновых) приводах передаточные механизмы имеют несколько ступеней с большим числом дорогостоящих составных частей (зубчатых колёс, валишестерен, подшипников качения и других). Этим обстоятельством объясняются большие материалоемкость и габаритные размеры, трудоемкость, себестоимость изготовления и ремонтов таких приводов. Поэтому ВЗП, позволяющие выполнить в одной ступени редуктора передаточное число до $u \approx 500$, обеспечивают снижение материалоемкости в 2...3 раза за счет уменьшения числа ступеней и деталей с соответствующим снижением трудоемкости, себестоимости изготовления и ремонтов, а также увеличением надежности и долговечности, при КПД=0,8...0,9 и высокой кинематической точности. Однако в рассмотренных нами конструктивных решениях приводов с ВЗП металлургических машин имеется ряд существенных недостатков по перечисленным выше параметрам, и они могут быть улучшены за счёт новой рациональной конструкции ВЗП.

Ключевые слова: привод, машина, волновая зубчатая передача, себестоимость, надежность.

Маргуліс М.В., Куберський Є.В. Розробка раціональної конструкції привода пересування з хвильовою зубчастою передачею для металургійних машин. В статті наведено аналіз відомих конструкцій приводів пересування з хвильовою зубчастою передачею (ХЗП) для металургійних машин. Відомо, що приводи з ХЗП мають суттєві переваги перед приводами з традиційними (нехвильовими): до трьох разів менші матеріалогобаритні параметри і, відповідно, менша трудомісткість і собівартість виготовлення, менші динамічні навантаження, що

¹ д-р техн. наук, професор, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Маріуполь

² магістр, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Маріуполь