

А.Е. Молдахметова, А.Т. Канаев, М.А. Сайдуллаева, Т.Е. Сарсембаева

Казахский агротехнический университет имени С. Сейфуллина,  
Нур-Султан, Казахстан  
E-mail: aliya-981@mail.ru, aman-kanayev2012@mail.ru

## Изменения структуры поверхностного слоя тяжело нагруженных деталей из конструкционной стали при плазменной закалке

**Аннотация.** В данной работе представлено исследование влияния плазменной закалки на процессы упрочнения тяжело нагруженных быстро изнашивающихся деталей почворежущих машин. Результаты исследований показали, что в упрочненной зоне с толщиной ~ 0.8 мм лемеха плуга из конструкционной стали 65Г при поверхностной плазменной закалке формируется градиентно-слоистая (смешанная) структура, состоящая из мелкодисперсной смеси продуктов распада аустенита с микротвердостью, снижающейся от поверхности к центральным зонам в интервале 429,3-215,2 HV<sub>0.5</sub>.

Было подтверждено, что образование градиентно-слоистой структуры и ее свойств обусловлено сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения в процессе поверхностной плазменной обработки, что в значительной мере отличается от процессов, протекающих при традиционных методах термической обработки.

Установлено влияние параметров режима плазменной закалки на основные характеристики термического цикла при нагреве плазменной дугой, а также определен режим для достижения необходимой глубины и жесткости поверхностного модифицированного слоя.

**Ключевые слова:** конструкционная сталь, плазменная закалка, упрочнение, тяжело нагруженные детали, градиентно-слоистая структура, межпластиночное расстояние, свойства, микротвердость.

DOI: doi.org/10.32523/2616-7263-2022-139-2-119-132

---

### Введение

На сегодняшний день актуальна проблема износа тяжело нагруженных деталей в процессе статических и динамических нагрузок при эксплуатационных работах. В результате этого максимальные напряжения возникают в поверхностном слое изделия. Даже в случае знакопеременной нагрузки основные разрушения деталей возникают в поверхностном слое. В случае работы изделия на износ от трения изнашивается только его рабочий слой глубиной в несколько миллиметров. Поэтому в обеспечении надежности и долговечности машин и механизмов важную роль играет физико-механические свойства относительно тонкого поверхностного слоя, в результате чего более неактуальна надобность однородной структуры и свойств по всему объему деталей.

За последние годы многими исследованиями установлено, что неоднородность и многослойность структуры упрочненного поверхностного слоя изделия после плазменной обработки обеспечивают им комплекс механических и эксплуатационных свойств. Показано, что создание многослойных неоднородных структур возможно в условиях различного рода дифференцированных обработок, когда тепловое поле распространяется неравномерно по объему изделия, а локализуется в ее отдельных слоях [1,2].

Важным преимуществом поверхностной плазменной закалки является то, что благодаря локальности температурного поля и небольшому пятну нагрева не требуется подача

охлаждающей среды (воды) на деталь, достаточно теплоотвода в тело упрочняемой детали, что существенно упрощает технологический процесс термической обработки.

В настоящее время в технологии плазменной закалки достигнут значительный прогресс и начат серийный выпуск установки УДГЗ-200, обеспечивающей бесконтактный поджог дуги с плавным нарастанием тока закалки и его плавную регулировку, что сделало плазменную закалку доступной для широкого применения [3].

Объектом исследования настоящей работы являются плужные лемехи почвообрабатывающих машин, которые в процессе работы подвержены быстрому износу, что требует производства большого количества запасных частей для их замены. В Республике Казахстан для изготовления тяжело нагруженных быстроизнашающихся деталей используются стали типа Л53, 40Х, 65Г – класс недорогих углеродистых и низколегированных сплавов. Их уровень эксплуатационного ресурса определяется твердостью и прочностью, которые можно варьировать с помощью термической обработки. Согласно, нормативной документации твердость таких изделий составляет порядка 25-30 HRC (250-300 HV), прочность – 900-1200 МПа, а значение ударной вязкости находится в пределах 0,2-0,6 МДж/м<sup>2</sup>.

Зарубежные аналоги тяжело нагруженных деталей сельхозмашин изготавливаются из среднеуглеродистых и низколегированных сталей. С помощью метода плазменной термической обработки модификация поверхностного слоя деталей позволяет улучшить характеристики сменных деталей до твердости 50-60 HRC, прочность превышает 1200 МПа, ударная вязкость составляет 0,8-0,9 МДж/м<sup>2</sup> [4,5].

Также стоит отметить, что закалка в масло с последующим отпуском является малоэффективным способом для повышения твердости материала, а как следствие и снижения износа материала. Дальнейшая модификация возможна за счет дополнительного легирования сталей, например W или Mo. Однако такой способ значительно увеличивает стоимость производства деталей. Поэтому метод упрочнения плазменной закалкой с созданием градиентно-слоистой структуры в поверхностной зоне для повышения эксплуатационного ресурса деталей почвообрабатывающих машин кажется наиболее практичным и перспективным [6,7].

### Экспериментальная часть

Поверхностную плазменную обработку плужных лемехов из марганцовистой стали 65Г (ГОСТ 14659-2004) проводили на установке плазменной закалки УДГЗ-200. В комплект установки входит регулятор расхода газа с указателем расхода AP-40, который предназначен для понижения давления газа, поступающего из баллона и автоматического поддержания заданной постоянной расхода. В силу своих ионизационных свойств в качестве плазмообразующего газа используется аргон.

Вырезку темплетов из плазменно-закаленных деталей проводили на отрезном станке Labotom-3 фирмы Struers (Швейцария). В процессе резания вырезаемый темплет и отрезной диск охлаждались водой со специальным лубрикантом, исключающим окисление темплета. Для микроструктурного анализа образцы изготавливали по стандартной методике, исключающей возможное нарушение структуры.

Вследствие известных ограничений по разрешающей способности и увеличению изображения оптическая микроскопия (Leica) позволяет анализировать структуру только крупнопластичатого перлита, в работе структуру троостита и сорбита выявляли сканирующим электронным микроскопом «Zeiss» (Германия) с максимальным увеличением 30 000х.

Микротвердость темплетов по сечению упрочненного слоя определяли микротвердомером ISOSCAN OD методом Виккерса в соответствии с международным стандартом ISO 6507 с нагрузкой 0,5Н.

Как выше отмечалось, при плазменной закалке охлаждение закаливаемой детали идет сверхвысокой скоростью из-за малого объема разогреваемого металла, поскольку плазменной нагрев высокоэнтальпийной струей в отличие от традиционных способов нагрева отличается локальностью. Нагрев осуществляется только в тонком поверхностном слое обрабатываемого материала с помощью плазменной дуги, а необходимая скорость охлаждения достигается за счет теплоотвода в основной объем детали, в результате чего закалка может быть осуществлена без дополнительного охлаждения водой. Такое безпринудительное охлаждение, обеспечивающее закалку теплоотводом в холодные участки закаливаемой детали без подачи на нагретую поверхность охлаждающей жидкости, широко используется для повышения износостойкости крупногабаритных и массивных изделий (железнодорожные колеса, прокатные валки, шейки шпиндельных валов и др.). Отсюда следует, что для реализации процесса плазменной закалки деталь должна быть достаточно массивной, чтобы обеспечить необходимую скорость охлаждения путем теплоотвода.

Для упрочнения тонкостенных деталей, не обладающих достаточной массой, применяются методы интенсификации охлаждения. На практике значительный интерес представляет случай, когда необходимая для закалки скорость охлаждения обеспечивается рациональным сочетанием параметров режима плазменной закалки, позволяющим получить заданные глубину и твердость поверхностного слоя. При этом важное значение имеет то, что при нагреве поверхности детали плазменной дугой основные параметры режима плазменной закалки взаимосвязаны [8,9]. В частности, при поверхностной плазменной обработке лемехов плугов определяющее значение имеет скорость перемещения плазматрона, ее влияние на структуру, свойства (твердость) и глубину упрочненной зоны. В данной работе скоростью перемещения плазматрона поддерживали запотевание поверхности под дугой, не допуская при этом макроплавления; расход плазмообразующего газа варьировали в пределах 7,0-9,0 л/мин, расстояние между обрабатываемой поверхностью и срезом сопла плазматрона составило порядка 10 мм, а значение тока плазменной дуги было равно 120-125А.

### Полученные результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показывают, что на качество плазменного упрочнения существенное влияние оказывает исходное состояние обрабатываемой детали. В табл.1 представлены структура и микротвердость образцов в исходном состоянии и после поверхностной плазменной закалки по сечению упрочненной зоны.

Таблица 1. Микротвердость и структура образцов в исходном состоянии и после плазменной закалки

№ п/п	Исходное состояние Расстояние от поверхности, мм	HV <sub>0.5</sub>	Микро – Структура	Закаленное состояние Расстояние от поверхности, мм		HV <sub>0.5</sub>	Микро – структура
1	0.15	218.8	П+ Ф (Ф- в виде сетки)	0.15		429.3	М+Б
2	0.27	216.3		0.29		310.2	Б+Т
3	0.43	217.5		0.42		304.0	Т+С
4	0.59	218.0		0.60		229.1	С+П
5	0.76	219.6		0.77		215.2	П+ ф

Из таблицы видно, что в исходном (горячекатаном) состоянии микротвердость по сечению детали от поверхности к центральной зоне практически не меняется, оставаясь на уровне 217-219 HV<sub>0.5</sub>. Структура представлена в основном пластинчатым перлитом и сеткой избыточного феррита. Соотношение этих структурных составляющих составляет ~ 85/15 (Рис.1.).

Поверхностная твердость образцов в исходном состоянии 24 HRC, после упрочнения, составляет 53 HRC.

Как известно, такая довольно крупнозернистая структура формируется при высокой температуре конца прокатки полосы с охлаждением на спокойном воздухе и свидетельствует о том, что до плазменной закалки образцы не подвергались упрочняющей термической обработке, что является недостатком действующей технологий. Ранее проведенные исследования [10] показывают, что на эффект плазменного упрочнения, глубину получаемых слоев, твердость и износостойкость обработанных изделий существенное влияние оказывает исходное структурное состояние обрабатываемых изделий. Для повышения эффективности метода плазменной закалки рекомендуется проводить предварительную термическую обработку, которая подготовит мелкозернистый аустенит к началу фазового перехода  $\alpha \rightarrow \gamma$ , с последующим распадом в тонкодисперсную феррито-цементитную смесь при резком охлаждении.

Распределение микротвердости по сечению плазменно-упрочненного слоя показывает, что в направлении от поверхности к центральной зоне микротвердость растет в ~2 раза. Как видно из табл. 1, для лемеха плуга из стали 65Г глубина упрочненного слоя составляет ~ 0,8мм с микротвердостью по сечению в интервале 429,3 HV<sub>0.5</sub> - 215,2 HV<sub>0.5</sub>. В упрочненном слое образца, как показывает макроструктура, сформирована градиентно-слоистая (диссипативная) структура, состоящая из мелкодисперсной смеси продуктов распада переохлажденного аустенита.

На расстоянии от поверхности ~15мкм структура представляет собой мартенсито-бейнитную смесь с микротвердостью 429,3 HV<sub>0.5</sub>. За ней следует зона бейнито-трооститной структуры (310,2 HV<sub>0.5</sub>). Для этих двух слоев характерно наличие небольшого количества остаточного аустенита порядка 15-20%, которое можно контролировать, варьируя глубину закаленного слоя. Далее сформирована узкая зона троосто-сорбитной структуры (229,1- 304.0 HV<sub>0.5</sub>) плавно переходящая к исходному феррито-перлитному состоянию с микротвердостью 215.2 HV<sub>0.5</sub>.

На рис.1 приведено изображение структуры пластинчатого перлита с межпластиночным расстоянием феррито-цементитной смеси, полученного с помощью электронной микроскопии. Эта структура представляет собой сумму толщин двух соседних пластин феррита и цементита. Видно, что цементитные частицы в перлите представлены в виде параллельных пластинок, а межпластиночные расстояния между ферритом и цементитом в разных перлитных колониях колеблются от 237,6 нм до 633,8 нм. Это, вероятно, указывает на то, что из одного аустенитного зерна может формироваться несколько перлитных колоний с различным межпластиночным расстоянием.

Важно отметить, что перлитные колонии разделены на блоки, в которых ферритная матрица и цементитные пластинки имеют одинаковую кристаллографическую ориентацию. Ориентационные соотношения между структурными составляющими (Ф и Ц) в перлите имеют важное теоретическое значение [11]. Они дают возможность объяснить образование пластинчатой структуры и ее относительно высокую устойчивость при термической обработке.

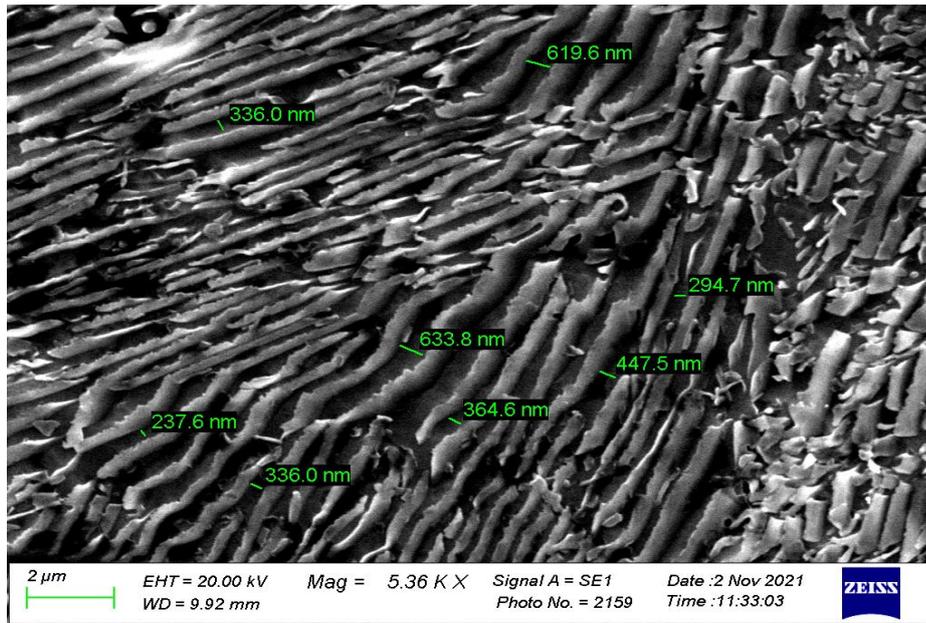


Рисунок 1 - Структура пластинчатого перлита, полученного с помощью электронной микроскопии

Известно, что, как правило, нет четких границ между перлитом, сорбитом или трооститом при разделении феррит-цементитных структур [12]. Так как скорость охлаждения меняется по закону, зависящему от теплофизических свойств стали вдоль всего объема, то при непрерывном охлаждении достаточно проблематично разграничить процессы образования чистого троостита, сорбита или перлита. В действительности процессы превращения могут накладываться один на другой по температуре и времени своего развития. Как правило, это приводит к формированию смешанных структур: мартенит и бейнит, сорбит и перлит, троостит и сорбит (Рисунок 2).

Также стоит отметить, что стабильной является только фаза перлита, а сорбит и троостит не являются равновесными структурами. Это может быть объяснено тем, что охлаждение при реальных условиях производства обычно неравномерное, что в свою очередь приводит к пресыщению сорбитного и трооститного феррита углеродом [13].

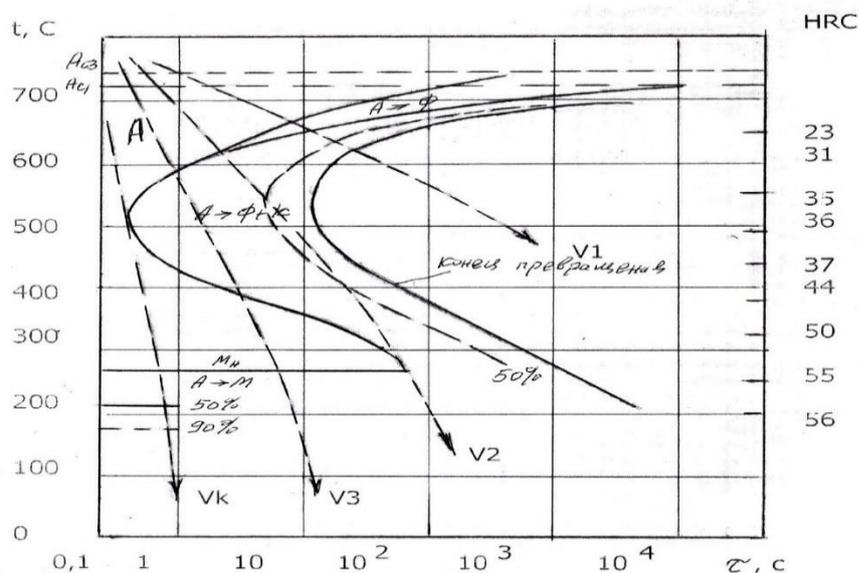


Рисунок 2- Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 65Г [14]

На графике видно, что при охлаждении со скоростью  $V_3$  от 550 °С до 400 °С происходит превращение аустенита в троостит посредством диффузионного механизма. Оставшаяся часть может переходить в верхний бейнит и ниже точки  $M_n$  (~260 °С) бездиффузионно в мартенсит.

Данный график наглядно демонстрирует, что фазовые переходы при охлаждении имеют сложную зависимость и представляют собой достаточно сложную экспериментальную задачу. Поэтому установить четкие температурные границы, при которых структурные превращения будут протекать только по одному механизму и однозначно разграничить структурные зоны весьма проблематично. Эти превращения могут накладываться один на другой по температуре и времени своего развития, что приводит к формированию смешанно-слоистых структур различной морфологии.

Известно, что при скорости охлаждения выше критической скорости закалки  $V_k$  мартенситное превращение углеродистой стали протекает только при прохождении ниже точек начала мартенситного превращения  $M_n$  [15]. Имеются доказательства того, что скорость охлаждения на рабочей поверхности лемеха достигает значений 700–800°С/с, а на расстоянии ~ 2 мм от поверхности изменяется в пределах 100-120°С/с [6,16]. При этом условия температурные режимы, необходимые для полного протекания мартенситного превращения, в поверхностном слое толщиной ~2 мм соблюдаются. За пределами этого поверхностного слоя формируются структуры, состоящие из смеси мартенсито-бейнита, бейнито-троостита и троосто-сорбита, что и наблюдается экспериментально. На рисунках 3 и 4 представлены изображения микроструктур с наложением двух фаз: мартенсита и перлита. Эти данные находятся в соответствии с результатами экспериментальных исследований работы [16].

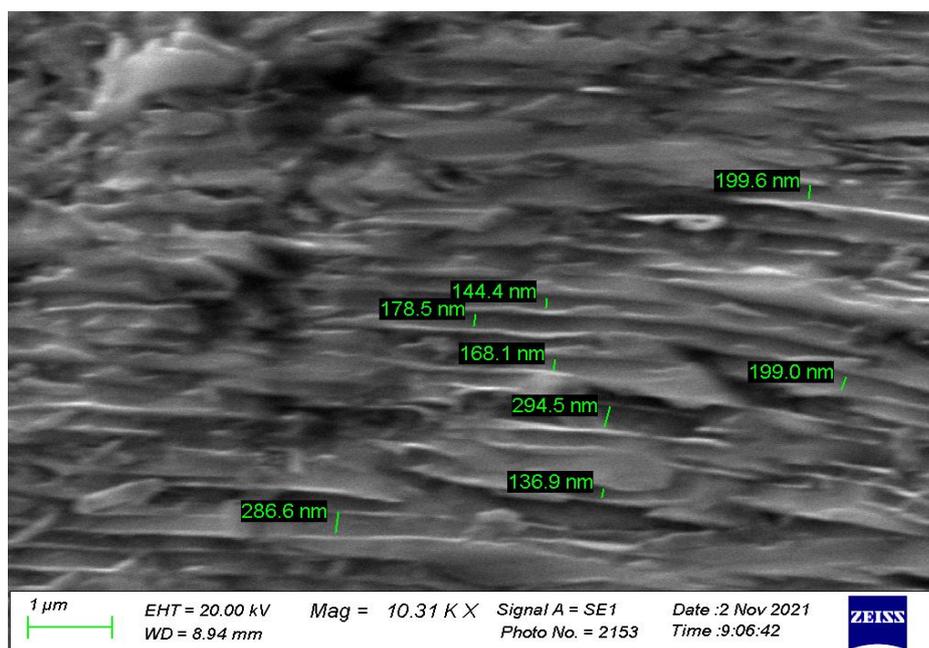


Рисунок 3 - Изображение структуры поверхностной зоны, представлена пластинчатым (игольчатым) мартенситом (429,3-310,2 HV<sub>0.5</sub>), полученное с помощью электронной микроскопии

Согласно термокинетической диаграмме стали 65Г, представленной на рисунке 2, бейнитное и перлитное превращения могут протекать как при изотермической выдержке ( $V_1$ ), так и при непрерывном охлаждении ( $V_2$ ,  $V_3$ ). Для низколегированных сталей бейнитное и перлитное превращения не обособлены друг от друга. В стали 65Г перлитные структуры и бейнит образуются в интервале температур 400-600 °С. При более высоких температурах (~600°С) в структуре

доминируют продукты перлитного превращения (троостит, сорбит), участки бейнита трудно выявить. При более низких температурах (~400 °С) в структуре доминирует бейнит.

Относительно сформировавшейся структуры бейнита следует отметить, что кинетика бейнитного превращения и получающиеся структуры, как известно, имеют черты как диффузионного перлитного, так и бездиффузионного мартенситного превращений. Это объясняется тем, что бейнитное превращение протекает при сравнительно низких температурах, когда диффузия атомов железа сильно замедляется, а диффузия атомов углерода протекает сравнительно легко. В результате образуется смесь пересыщенного углеродом феррита и цементита, называемая бейнитом. Феррит бейнита отличается от феррита перлита формой, постепенно изменяющейся от перистой при сравнительно высокой температуре (~450°С) до игольчатой при низкой (~300°С) рис. 3 и 4.

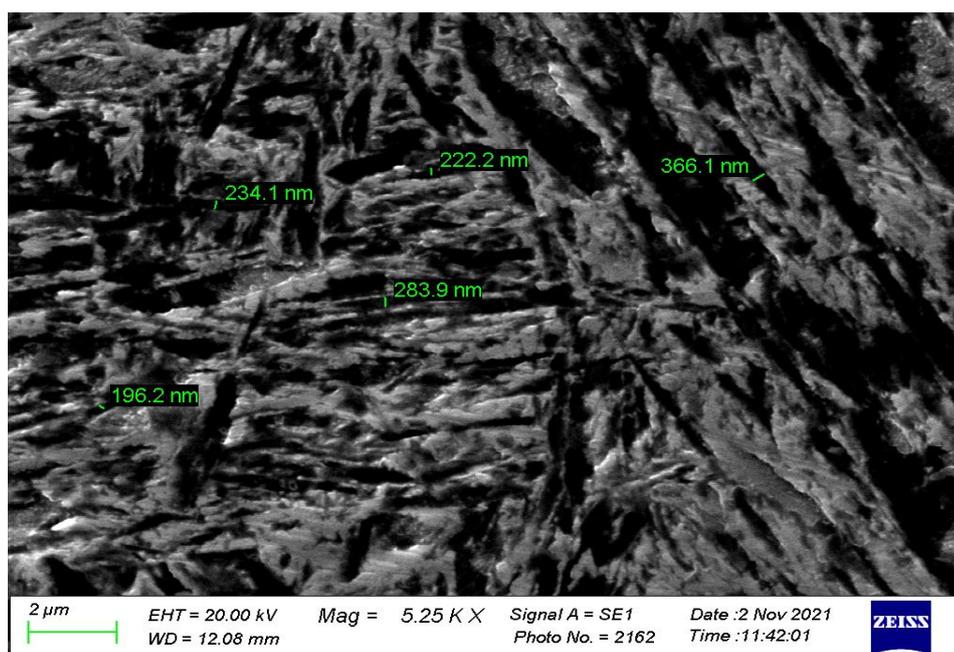


Рисунок 4- Изображение структуры промежуточной зоны, полученное с помощью электронной микроскопии (310,2 -304,9HV<sub>0.5</sub>)

Такие различия в структуре бейнита, полученной при охлаждении, можно объяснить различной подвижностью атомов углерода в крайних точках температурного диапазона бейнитного превращения. Также отличается способ проявления цементита. Если в бейните он выделяется как прерывистые короткие пластинки, которые непараллельны ферритным частицам, то в перлите пластинки цементита являются параллельными.

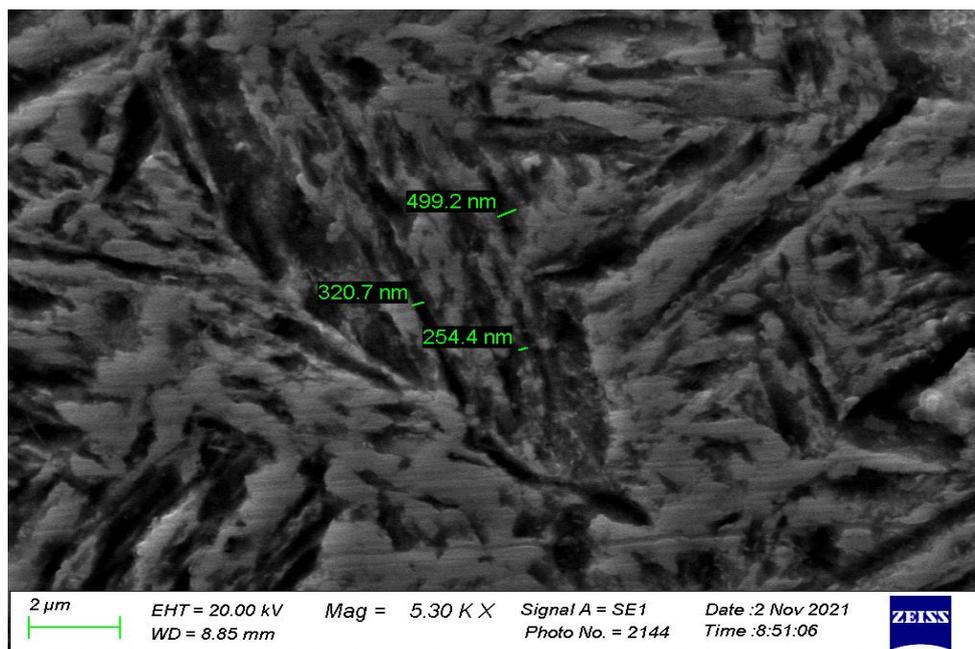


Рисунок 5 - Изображение структуры промежуточной зоны, полученное с помощью электронной микроскопии (229,1-304,0 HV<sub>0.5</sub>)

Обобщая литературные данные следует сказать, что повышенная прочность и твердость бейнита обусловлена малым размером ферритных частиц, дисперсным выделением карбидов (цементита), повышенной плотностью дислокаций и искажением кристаллической решетки феррита из-за пересыщенности его углеродом и легирующими элементами. Так, если феррит перлита при 723°C содержит 0,025 % C (согласно диаграммы Fe-Fe<sub>3</sub>C), то феррит бейнита в интервале температур 500-300 °C может содержать от 0,1 до 0,2 % C., т.е. степень пересыщенности его углеродом возрастает до ~10 раз.

Как известно, механические свойства стали со структурами перлит, сорбит или троостит прямо пропорциональны площади поверхности раздела между ферритом и цементитом. Поэтому с понижением температуры распада аустенита и соответствующим измельчением структуры (усиления степени дисперсности) ферритные пластинки несколько пересыщаются углеродом, прочностные характеристики (прочность –  $\sigma$  в твердость - HV) возрастают, а пластические (относительное удлинение -  $\delta$  и сужение – $\psi$ ) уменьшаются

Как видно из рис. 4, 5 в направлении от поверхности к центральным зонам максимальное значение межпластиночного расстояния от 366,1 nm увеличивается до 499,2 nm, что свидетельствует о снижении степени упрочнения. Карбидные частицы в бейните не имеют пластинчатого строения, свойственного перлиту, они очень дисперсны, их можно обнаружить только под электронным микроскопом. Считается, что при бейнитном превращении феррит образуется из аустенита по мартенситному механизму, т.е. перестройкой г.ц.к. решетки  $\gamma$ -фазы в о.ц.к. решетку  $\alpha$ -фазы без изменения концентрации углерода. Заметим, что этот вопрос, так же, как и вопрос о выделении карбидных частиц из аустенита или из феррита, является дискуссионным [13,17].

Спецификой плазменной обработки деталей является сверхвысокая скорость нагрева (~1500-3000°C/c) и охлаждения (700-800 °C/c), с чем связано сильное измельчение зерен при плазменной закалке. Как известно, при сверхбыстрых скоростях нагрева фазовые превращения смещаются в область высоких температур, что кардинально влияет на кинетику возникновения и роста зародышей новой фазы. Соотношение между скоростью зарождения и скоростью роста зародышей меняется: по мере повышения температуры зерна новой фазы (аустенита)

зарождаются быстрее, чем их рост, наблюдается все большее количественное опережение скорости зарождения аустенитных зерен над скоростью их роста. В результате по мере смещения превращения ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) в область высоких температур все большую роль играет процесс зарождения, а рост зародышей в значительной степени подавляется. В итоге формируется мелкозернистый аустенит, который превращается в сильно измельченный мартенсит с развитой субструктурой, характеризующийся высокой твердостью и износостойкостью [18,19]. Регулируя количество введенной энергии, можно создать такие условия превращения ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ), когда единственной возможностью перехода исходных фаз окажется процесс зарождения зерен аустенита. Кроме того, особенности упрочнения сплавов при быстром нагреве связаны с тем, что превращения ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) в них идут в неравновесных условиях в отличие от традиционных методов термического упрочнения с медленным нагревом. При сверхбыстром нагреве отсутствует выдержка, необходимая для протекания превращения ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ), растворения карбидов с последующим перераспределением углерода и легирующих элементов. Поэтому образующийся аустенит имеет разные концентрации растворенных атомов углерода и легирующих элементов в отличие от гомогенного распределения при медленном печном нагреве. Для подтверждения этих положений проведены специальные исследования по определению химического состава стали по глубине плазменного упрочнения и неупрочненной зоны на искровом спектрометре SPECTROLABJr<sup>CCD</sup> фирмы Leica Microsystems. Данные химического анализа по глубине плазменного упрочнения и неупрочненной зоны, представленные в табл. 2 подтверждают химическую микронеоднородность структурных и фазовых составляющих исследованной стали.

Таблица 2 - Данные химического состава по глубине плазменного упрочнения и неупрочненной зоны

Наименование зон по глубине упрочнения	Химический состав, % (ат.)								
	C	Si	V	Mn	Fe	W	Ti	Cr	S
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
t 2	0,06	0,002	-	0,063	0,855	0,008	-	-	-
t 3	0,5	0,002	0	0,06	0,87	0,02	0,0002	-	0,0005
t 4	0,002	-	0,001	0,065	0,87	0,009	-	0,001	0,002
t 5	0,05	0,0005	0,001	0,062	0,86	0,018	0,004	-	0,002
t 6	0,047	0,0035	-	0,072	0,87	-	-	0,001	-
t 7	0,035	0,004	-	0,068	0,89	0,002	0,0026	-	-
t 8	0,02	0,0018	0,0027	0,07	0,88	0,019	-	-	-
t 9	0,027	0,0025	0,0023	0,065	0,88	-	-	-	-
t 10	0,03	0,004	-	0,074	0,86	0,026	-	-	-
t 11	0,04	0,004	0,001	0,069	0,88	-	0,003	-	-
Основа	0,008	-	-	0,059	0,90	-	-	-	-

Видно, что содержание углерода по глубине упрочненной зоны колеблется от 0,002 до 0,06 % (ат.). Такую же микронеоднородность по глубине закаленной зоны имеют и другие постоянные примеси стали (Si, Mn, V и др.).

При параметрах нагрева и скорости охлаждения, характерных для плазменной обработки, процессы, связанные с гомогенизацией жидких и твердых растворов, не успевают завершиться в объеме отдельных зерен и это способствует созданию неравновесных метастабильных структур высокой твердости с хорошим сопротивлением износу и микросхватыванию в процессе трения [16,20].

## Выводы

1. Поверхностная плазменная обработка позволяет значительно увеличить скорости нагрева и остывания по сравнению с традиционными методами термической модификации, в результате чего образуется градиентно-слоистая структура в поверхностном слое. Структура таких сталей характеризуется повышенной дисперсностью и более высоким уровнем внутренних (остаточных) напряжений, а также ярко выраженной химической микронеоднородностью.

2. В упрочненной зоне с толщиной ~ 0.8 мм лемеха плуга из конструкционной стали 65Г при поверхностной плазменной закалке формируется градиентно-слоистая (смешанная) структура, состоящая из мелкодисперсной смеси продуктов распада аустенита с микротвердостью, снижающейся от поверхности к центральным зонам в интервале 429,3-215,2 HV<sub>0.5</sub>. Меняя параметры нагрева можно управлять размером зерна аустенита к моменту начала ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) превращения, а меняя параметры охлаждения, управлять дисперсностью мартенсита при обратном ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) превращении.

3. При нагреве поверхности детали плазменной дугой основные характеристики термического цикла: максимальная температура нагрева, время пребывания данной точки детали выше верхней критической точки Ас<sub>3</sub>, скорости нагрева и охлаждения определяются сочетанием параметров режима плазменной закалки и взаимосвязаны, что указывает на необходимость строго придерживаться выбранного режима для получения заданной глубины и твердости поверхностного слоя.

## Список литературы

1. Балановский А.Е. Основные вопросы поверхностного плазменного упрочнения металлов. // Упрочняющие технологии и покрытия. Обзор. Ч. 3, 2016, № 2, с.20-30.
2. Бровер А.В. Структурные особенности процесса поверхностного упрочнения стали концентрированными потоками энергии. // Материаловедение. – 2005. - № 9. - С. 18-23.
3. Коротков В.А., Ананьев С.П., Шекуров А.В. Исследование влияния скорости охлаждения на качество поверхностного слоя при плазменной закалке. // Сварочное производство. – 2012. - №3. - С.23-27.
4. Канаев А.Т., Жусин Б.Т., Сарсенбаева Т.Е., Гуляренко А.А. Плазменная закалка сменных деталей почворезущих сельскохозяйственных машин. // Технология машиностроения. Обзорно-аналитический, научно-технический и производственный журнал. – 2017. - 10 (184). - С. 31-36.
5. Повышение работоспособности деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин. / Под ред. Шилова И.Н. - Минск: БГАТУ, 2010. - 320 с.
6. Самойлович Ю.А. Теплофизическая модель плазменной закалки плужного лемеха сельскохозяйственных машин. // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2018. Т. 14. - № 12. - С. 557-565.
7. Канаев А.Т., Сарсембаева Т.Е., Гуляренко А.А., Аязбаева А.Б. Градиентно-слоистая структура, сформированная на поверхности колесной стали при плазменной закалке. // Вестник науки Казахского агротехнического университета им. С. Сейфуллина. – 2020. - № 2 (105). - С.265-273.
8. Сафонов Е.Н., Пыстогов А.А. Плазменная закалка деталей малой массы. // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. - № 7. - С.30-33
9. Коротков В.А. Новое в поверхностной закалке. // Горное оборудование и электромеханика. – 2011. - № 11. – С. 42-46.
10. Канаев А.Т., Сарсембаева Т.Е., Гуляренко А.А., Аязбаева А.Б. Градиентно-слоистая структура, сформированная на поверхности колесной стали при плазменной закалке. // Вестник науки Казахского агротехнического университета им. С. Сейфуллина. – 2020. - № 2 (105). - С.265-273.

11. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1996. - 312 с.
12. Тушинский Л.И. Структурная теория конструкционной прочности материалов. – Новосибирск. Изд-во НГТУ. – 2004. - 400 с.
13. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. - М.: Металлургия, 1996, 480 с.
14. Попова Л. Е, Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. – М.: Металлургия, 1991. - 503 с.
15. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1986. - 541 с.
16. Самойлович Ю.А. Теплофизическая модель плазменной закалки плужного лемеха сельскохозяйственных машин. Упрочняющие технологии и покрытия. – 2018. – Т. 14. - № 12. - С.557-565.
17. Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов. Упрочняющие технологий и покрытия. Обзор. Ч. 1. – 2015. - № 12. - С.18-30.
18. Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Особенности структурообразования и формирования свойств при плазменной обработке углеродистой стали. // Материаловедение, 2003. - № 2. - С.52-55.
19. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1989. - 376 с.
20. Домбровский Ю.М. Физические основы и технологии плазменного поверхностного упрочнения. // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2007. - № 3. - С.14-25.

А.Е. Молдахметова, А.Т. Канаев, М.А. Сайдуллаева, Т.Е. Сарсембаева  
С. Сейфуллин атындағы Қазақ агротехникалық университеті,  
Нұр-Сұлтан, Қазақстан

### Плазмалық шыңдау кезінде конструкциялық болаттан жасалған ауыр жүктелген бөлшектердің беткі қабатының құрылымын өзгерту

**Аңдатпа.** Мақалада топырақ кесетін машиналардың ауыр жүктелген, тез тозатын бөлшектерін нығайту процестеріне плазмалық қатаудың әсерін зерттеу ұсынылған. Зерттеу нәтижелері 65Г құрылымдық болаттан жасалған соқаның қалыңдығы ~ 0.8 мм қатайтылған аймақта беттік плазмалық қатайту кезінде 429,3-215,2 HV0.5 аралығында бетінен орталық аймақтарға дейін төмендейтін микро қаттылықпен аустениттің ыдырау өнімдерінің ұсақ дисперсті қоспасынан тұратын градиент-қабатты (аралас) құрылым пайда болатындығын көрсетті.

Градиент-қабатты құрылымының пайда болуы және оның қасиеттері беттік плазмалық өңдеу процесінде қыздыру мен салқындатудың өте жоғары жылдамдығына байланысты екендігі расталды, бұл дәстүрлі термиялық өңдеу әдістерімен жүретін процестерден айтарлықтай ерекшеленеді.

Плазмалық қыздыру режимі параметрлерінің плазмалық доғамен қызған кездегі жылу циклінің негізгі сипаттамаларына әсері анықталды, сонымен қатар, беттік модификацияланған қабаттың қажетті тереңдігі мен қаттылығына қол жеткізу режимі анықталды.

**Кілт сөздер:** құрылымдық болат, плазмалық қатайту, қатайту, ауыр жүктеме бөліктері, градиент қабат құрылымы, аралық қашықтық, қасиеттер, микро қаттылық.

A.Y. Moldakhmetova, A.T. Kanayev, M.A. Saidullayeva, T.E. Sarsembayeva  
S. Seifullin Kazakh Agro Technical University, Nur-Sultan, Kazakhstan

### Changes in the structure of the surface layer of heavily loaded parts from structural steel with plasma hardening

**Abstract.** The article presents the research on plasma hardening's impact on the processes of hardening heavily loaded wear parts of soil-cutting machines. The results of the research showed that in the hardened zone with a thickness of ~ 0.8 mm of a plow share made of 65G structural steel during surface plasma hardening, a gradient-layered (mixed) structure is formed, consisting of a finely dispersed mixture of austenite decomposition products with microhardness decreasing from the surface to the central zones in the interval of 429,3-215,2 HV<sub>0.5</sub>.

The article confirms the formation of a gradient-layered structure and its properties are due to ultra-high heating and cooling rates during surface plasma treatment, which differs significantly from the processes occurring during traditional heat treatment methods.

The authors established the impact of the parameters of the plasma hardening mode on the main characteristics of the thermal cycle under heating by a plasma arc. The mode is determined to achieve the required depth and rigidity of the surface-modified layer.

**Keywords:** structural steel, plasma hardening, hardening, heavily loaded parts, gradient layered structure, plate spacing, properties, microhardness.

### References

1. Balanovskij A.E. Osnovnye voprosy poverhnostnogo plazmennogo uprochneniya metallov. Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya, Obzor, CHast' 3 [The main issues of surface plasma hardening of metals. Hardening technologies and coatings, Review, Part 3], 2016, № 2, s.20-30
2. Brover A.V. Strukturnye osobennosti processa poverhnostnogo uprochneniya stali koncentrirovannymi potokami energii [Structural features of the process of surface hardening of steel by concentrated energy flows]. Materialovedenie 2005, № 9, s. 18-23
3. Korotkov V.A., Anan'ev S.P., SHekurov A.V. Issledovanie vliyaniya skorosti ohlazhdeniya na kachestvo poverhnostnogo sloya pri plazmennoj zakalke. Svarochnoe proizvodstvo [Investigation of the effect of the cooling rate on the quality of the surface layer during plasma quenching. Welding production], 2012, №3, s.23-27
4. Kanaev A.T., ZHusin B.T., Sarsenbaeva T.E., Gulyarenko A.A. Plazmennaya zakalka smennyh detalej pochvorezhushchih sel'skohozyajstvennyh mashin. Tekhnologiya mashinostroeniya, Obzorno-analiticheskij, nauchno-tekhnicheskij i proizvodstvennyj zhurnal [Plasma hardening of replaceable parts of soil-cutting agricultural machines. Mechanical engineering technology, Review and analytical, scientific, technical and production journal], 2017, 10 (184), 31 -36 s.
5. Povyshenie rabotosposobnosti detalej rabochih organov sel'skohozyajstvennyh mashin [Improving the operability of parts of working bodies of agricultural machines]. Pod red. SHilova I.N., Minsk: BGATU, 2010, 320 s.
6. Samojlovich YU.A. Teplofizicheskaya model' plazmennoj zakalki pluzhnogo lemekha sel'skohozyajstvennyh mashin. Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya [Thermophysical model of plasma hardening of plowshare of agricultural machines. Hardening technologies and coatings], 2018, Tom 14, № 12, s. 557-565
7. Kanaev A.T., Sarsembaeva T.E., Gulyarenko A.A. Ayazbaeva A.B. Gradientno-sloistaya struktura, sformirovannaya na poverhnosti kolesnoj stali pri plazmennoj zakalke [Gradient-layered structure formed on the surface of wheel steel during plasma quenching]. Vestnik nauki Kazahskogo

agrotekhnicheskogo universiteta im. S. Seifullina, 2020, № 2 (105), s.265-273.

8. Safonov E.N., Pystogov A.A. Plazmennaya zakalka detalej maloj massy. Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya [Plasma hardening of low-mass parts. Hardening technologies and coatings], 2016, № 7, s.30-33

9. Korotkov V.A. Novoe v poverhnostnoj zakalke. Gornoe oborudovanie i elektromekhanika [New in surface hardening. Mining equipment and electromechanics]. 2011, № 11, s 42-46

10. Kanaev A.T., Sarsembaeva T.E., Gulyarenko A.A., Ayazbaeva A.B. Gradientno-sloistaya struktura, sformirovannaya na poverhnosti kolesnoj, stali pri plazmennoj zakalke [Gradient-layered structure formed on the surface of wheel steel during plasma quenching]. Vestnik nauki Kazahskogo agrotekhnicheskogo universiteta im. S. Seifullina, 2020, № 2 (105), s.265-273.

11. Gol'dshtejn M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. Metallofizika vysokoprochnyh splavov [Metallophysics of high-strength alloys]. Moskva, Metallurgiya, 1996, 312 s.

12. Tushinskij L.I. Strukturnaya teoriya konstrukcionnoj prochnosti materialov [Structural theory of structural strength of materials]. Novosibirsk, izd-vo NGTU, 2004, 400s.

13. Novikov I.I. Teoriya termicheskoy obrabotki metallov [Theory of heat treatment of metals]. M.: Metallurgiya, 1996, 480 s.

14. Popova L. E, Popov A.A. Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyah i beta-rastvora v splavah titana [Diagrams of transformation of austenite in steels and beta solution in titanium alloys]. Spravochnik termista. Moskva, Metallurgiya, 1991, 503 s.

15. Gulyaev A.P. Metallovedenie [Metallurgy], M.: Metallurgiya, 1986, 541s.

16. Samojlovich YU.A. Teplofizicheskaya model' plazmennoj zakalki pluzhnogo lemekha sel'skohozyajstvennyh mashin [Thermophysical model of plasma hardening of plowshare of agricultural machines. Hardening technologies and coatings]. Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya, 2018, Tom 14, № 12, s.557-565

17. Balanovskij A.E. Osnovnye voprosy teorii plazmennogo poverhnostnogo uprochneniya metallov [The main issues of the theory of plasma surface hardening of metals. Hardening technologies and coatings]. Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya, Obzor, CHast'1, 2015, № 12, s.18-30

18. Isakaev E.H., Il'ichev M.V., Tyufyaev A.S., Filippov G.A. Osobennosti strukturoobrazovaniya i formirovaniya svoystv pri plazmennoj obrabotke uglerodistoj stali. Materialovedenie [Features of structure formation and formation of properties during plasma treatment of carbon steel. Materials Science], 2003, № 2, s.52-55

19. Kidin I.N. Fizicheskie osnovy elektrotermicheskoy obrabotki metallov i splavov [Physical bases of electrothermal treatment of metals and alloys]. Moskva, Metallurgiya, 1989, 376 s.

20. Dombrovskij YU.M. Fizicheskie osnovy i tekhnologii plazmennogo poverhnostnogo uprochneniya. Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya [Physical foundations and technologies of plasma surface hardening. Hardening technologies and coatings], 2007, № 3, s.14-25.

#### **Сведения об авторах:**

**Молдахметова А.Е.** – докторант кафедры «Стандартизация, сертификация и метрология», Казахский агротехнический университет имени С. Сейфуллина, пр. Женис, 62, Нур-Султан, Казахстан.

**Канаев А.Т.** – доктор технических наук, профессор кафедры «Стандартизация, сертификация и метрология» Казахский агротехнический университет имени С. Сейфуллина, пр. Женис, 62, Нур-Султан, Казахстан.

**Сайдуллаева М.А.** – докторант кафедры «Стандартизация, сертификация и метрология» Казахский агротехнический университет имени С. Сейфуллина, пр. Женис, 62, Нур-Султан, Казахстан.

**Сарсембаева Т.Е.** – PhD, старший преподаватель кафедры «Стандартизация, сертификация

и метрология» Казахский агротехнический университет имени С. Сейфуллина, пр. Женис, 62, Нур-Султан, Казахстан.

**Moldakhmetova A.Y.** – Ph.D. student of the Department "Standardization, Certification and Metrology", S. Seifullin Kazakh Agro Technical University, 62 Zhenis str., Nur-Sultan, Kazakhstan.

**Kanayev A.T.** – Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department "Standardization, Certification and Metrology", S. Seifullin Kazakh Agro Technical University, 62 Zhenis str., Nur-Sultan, Kazakhstan.

**Saidullayeva M.A.** – Ph.D. student of the Department "Standardization, Certification and Metrology", S. Seifullin Kazakh Agro Technical University, 62 Zhenis str., Nur-Sultan, Kazakhstan. named after S. Seifullin, Zhenis, 62, Nur-Sultan, Kazakhstan.

**Sarsembayeva T.E.** – Ph.D., Senior lecturer at the Department "Standardization, Certification and Metrology", S. Seifullin Kazakh Agro Technical University, 62 Zhenis str., Nur-Sultan, Kazakhstan.