

УДК 620.193.01

Чуняев О.Н., Чуняева Л.О., Асриян А.А., Быков А.А.

### МОДИФИКАЦИЯ ФИНИШНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ДИФФУЗИОННОМУ КАРБИДНОМУ ПОВЕРХНОСТНОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ

**Актуальность темы.** Одним из решений задачи энергосбережения в машиностроении является увеличение ресурса и надежности выпускаемой продукции. Как правило, увеличение ресурса и надежности оборудования и машин эффективнее всего достигается повышением этих характеристик у деталей, испытывающих максимальные эксплуатационные нагрузки, будь то механические, тепловые, эрозионные, коррозионные и т.д. В связи с этим неуклонно возрастает интерес к технологиям поверхностного модифицирования, позволяющим получать сверхтвердые теплостойкие и устойчивые к коррозии защитные слои на поверхности деталей. Среди таких технологий одно из ведущих мест занимают технологии диффузионного карбидного поверхностного легирования (ДКПЛ). В ходе многочисленных исследований [1, 4, 6–8] доказано, что сплошной карбидный слой придает деталям повышенную поверхностную твердость (1800–2000 HV для  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , 2600 – 3200 HV для VC, и до 4000 HV для TiC) и высокую износостойкость. Теплостойкость карбидных слоев составляет от 500 °C для VC, до 900 °C для  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Скорость коррозии деталей с поверхностными слоями  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , TiC, TaC в окислительных средах составляет менее 0,001 мм/год.

В ходе лабораторных и промышленных испытаний установлено, что для таких деталей как подшипники, шестерни, запорная арматура, штамповый инструмент – увеличение ресурса в 2–3 раза, при применении ДКПЛ является нормой [4, 6, 7]. По данным [9] энергоемкость рассматриваемых деталей в традиционном исполнении составляет от 5 до 10 кВт·ч/кг. При этом нижняя граница характерна для деталей простой формы, изготовленных из конструкционных сталей обычного качества, и подвергающихся термообработке в виде закалки с отпуском (газовой цементации или азотированию). По верхней границе энергоемкости идут детали, изготовленные из рафинированных сталей, подвергающиеся термоциклической газовой или вакуумной цементации и т.п. В свою очередь дополнительные затраты энергии на ДКПЛ лежат в диапазоне 0,8 до 2 кВт·ч/кг поэтому энергосберегающий потенциал рассматриваемых технологий составляет по крайней мере от 3 до 9 кВт·ч/кг.

Высокий экономический, ресурсо- и энергосберегающий потенциал ДКПЛ стал стимулом для разработки целого ряда технологий. Среди них: технология ДКПЛ, разработанная в НТУ «ХПИ», основанная на газовом контактом способе [1–3]; технологии карбидного легирования, основанные на газовом неконтактном способе [4, 5]; технология TD (TRD) «thermoreactive deposition/diffusion process», разработанная фирмой Тойота, основу которой составляют жидкостной способ и способ диффузионного легирования в псевдосжиженном слое [7, 8]. Параллельно, для получения карбидных покрытий применяются две больших группы технологий CVD и PVD (chemical vapor deposition, physical vapor deposition), которые изначально разрабатывались как универсальные технологии поверхностного модифицирования.

Тем не менее, несмотря на многообразие и перспективность указанных выше технологий, реально занимаемый ими сегмент рынка в машиностроении остается узким. По данным [7, 9] он сводится к выпуску твердосплавных режущих пластин со сло-

ем TiC (30 % от общего объема на 1995 г., 55–60 % на 2005 г.); звеньев цепей, шестерен со слоем VC для гоночных мотоциклов и автомобилей; отдельных партий инструментов слоем VC, NbC или Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> – протяжки, матрицы, пуансоны, экструзионные головки и винты, сопла, метчики, развертки, держатели, направляющие плитки и т.д (менее 0,5 % от общего объема на 1995 г., 2–3 % на 2005 г.).

Одной из причин, затрудняющих выход технологий ДКПЛ на рынок, является образование переходных зон пониженной прочности непосредственно под карбидным слоем. Это обусловлено влиянием обработки ДКПЛ на состав переходной зоны, которое в первую очередь проявляется в снижении концентрации углерода. Известные рекомендации разработчиков [4, 5, 7] проводить финишную термообработку деталей, по стандартному режиму, регламентированному для исходной марки сплава, как будет показано далее, только усугубляют проблему. Поэтому целью изложенной работы стала модификация режимов финишной термообработки сплавов подвергнутых ДКПЛ, основанная на реальном градиенте состава переходной зоны.

**Объект исследования и анализ режимов термообработки.** Основными объектами работы были две группы сталей, склонные к образованию переходных зон пониженной прочности при ДКПЛ: стали близкие к эвтектоидному составу содержащие 0,6–0,7 % C (60Г, 65Г, У7); и стали содержащие 0,3–0,45 % C (30ХГСА, 38ХНЗМФА, 40Х, 40ХМ, 45, 45Г). Для сталей первой группы рекомендуемая температура нагрева под закалку составляет 780–800 °С, в зависимости от требуемых свойств. В то же время переходная зона деталей, изготовленных из этих сталей, после проведения ДКПЛ по известным режимам содержит 0,5–0,4 % C [4, 6]. Более того, в деталях малых сечений (например, 0,5–1 мм) и в деталях с острыми кромками, содержание углерода в переходной зоне может упасть еще сильнее. Такое изменение содержания углерода означает, что в рассматриваемых сечениях детали изменяются температуры аустенизации, и, соответственно, должна изменяться температура нагрева под закалку. Так, оптимальной температурой нагрева под закалку для переходной зоны содержащей 0,5–0,4 % C, в соответствии с рис. 1 (а), можно считать 810–830 °С, а при падении концентрации углерода до 0,4–0,3 %, она должна быть увеличена до 830–850 °С. В противном случае, при нагреве под закалку при 780–800 °С, аустенизация переходных зон на рассматриваемых деталях будет неполной, поскольку сплавы окажутся в двухфазной  $\gamma+\alpha$  области, а твердость после закалки – неоднородной.

Из вышесказанного следует, что режим финишной термообработки деталей, прошедших ДКПЛ, обязательно должен основываться на полученном градиенте состава сплава с уточнением положения критических точек по сечению.

Вторым инструментом, которым можно пользоваться при финишной термообработке деталей прошедших ДКПЛ, и имеющих переходную зону с пониженным содержанием углерода, является дополнительный диффузионный отжиг при нагреве деталей под закалку. Суть обработки заключается в том, чтобы уменьшить градиент концентрации углерода в переходной зоне за счет его диффузионного притока из сердцевины детали в условиях, когда формирование карбидного слоя уже завершено. Поскольку этот метод опирается на «резерв» углерода, не затронутый диффузионным выносом в процессе предшествующей обработки ДКПЛ, он применим для деталей сечением 4–6 мм и более.

Применение дополнительного диффузионного отжига особенно эффективно на сталях содержащих 0,3–0,45 % C. Падение концентрации углерода на 0,15–0,25 % в переходной зоне этих сталей приводит не только к смещению критических точек (рис. 1 а), но и к резкому падению твердости после закалки (рис. 1 б). Так в детали се-

чением 20 мм изготовленной из стали 45 (сегмент экструзионного винта) на глубине от 0 до 0,175 мм среднее содержание углерода упало до 0,12% (ДКПЛ хромом при 1050 °С в течение 6 часов, с образованием карбидного слоя  $Cr_{23}C_6$  толщиной 15–20 мкм). При этом, как видно на рис. 2 и рис. 3, сечение на глубине от 0,04 до 0,11 мм практически утратило закаливаемость при стандартной термообработке (закалка с 850 °С в воду).

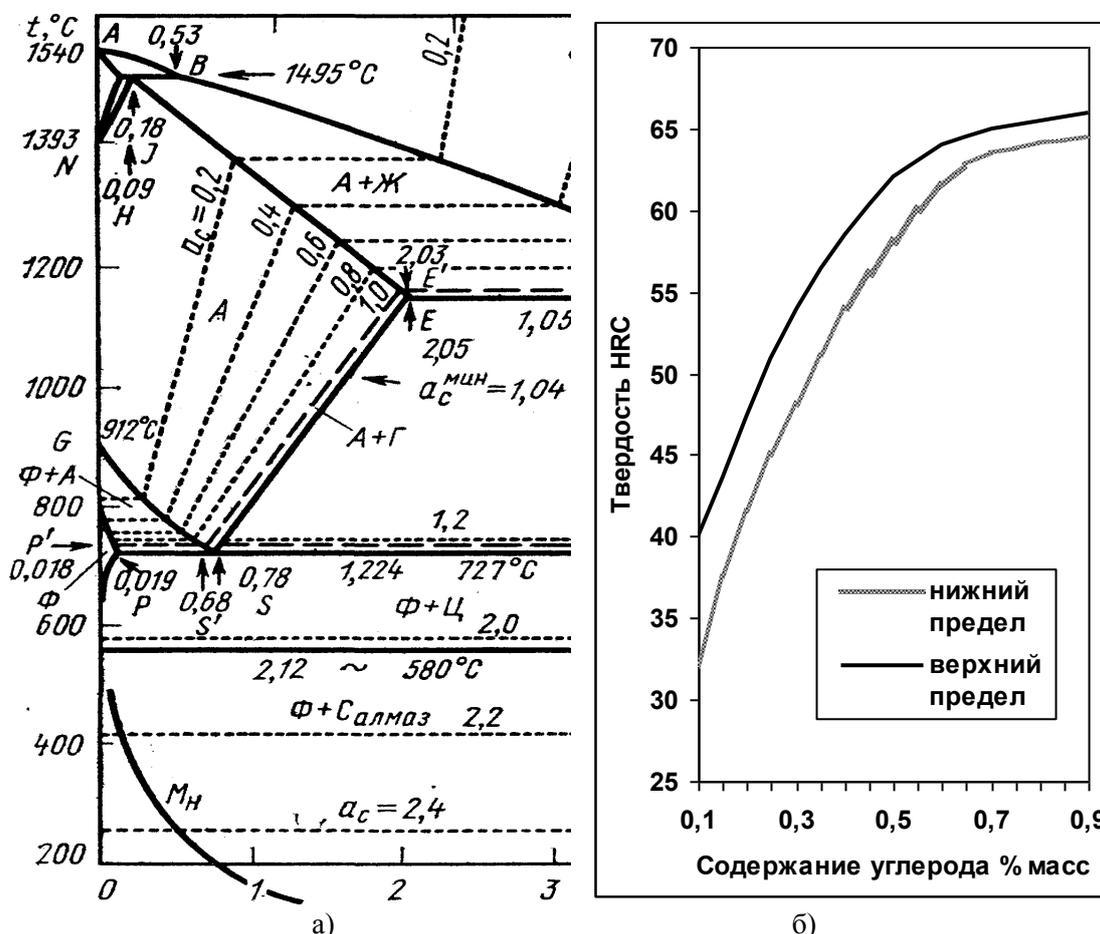


Рисунок 1 – Фрагмент диаграммы состояния железо-углерод (а). Поле твердости закаленной стали с суммарным содержанием легирующих элементов до 7%, в зависимости от концентрации углерода (при образовании 99% мартенсита) [9] (б)

Применение диффузионного отжига при 1050 °С в течение 4 часов, с последующей перекристаллизацией и закалкой (охлаждение до 650 °С, выдержка 25 мин, затем нагрев под закалку до 870 °С, выдержка 25 мин, закалка в воду) позволяет в значительной степени восстановить закаливаемость рассматриваемых деталей (рис. 2, 3). Так на глубине от 0 до 0,175 мм под карбидным слоем среднее содержание углерода возрастает с 0,12 % до 0,30 %. Твердость в наиболее ослабленном сечении (на глубине 40–60 мкм под карбидным слоем) возрастает с 21 до 35 HRC. Кроме того, увеличивается твердость участка непосредственно прилегающего к карбидному слою (0–25 мкм) с 24–26 до 44–48 HRC. Наблюдаемый в этом сечении скачок концентрации углерода и твердости, является следствием повышенного содержания в нем хрома (от 8–10 % непосредственно под карбидным слоем до 1,5–3 % на глубине 25 мкм [2, 4, 6]). Таким образом, при диффузионном отжиге, выравнивающем концентрацию активного углерода в

хромированной стали 45, происходит насыщение этой зоны углеродом с образованием в ней избыточных дисперсных карбидов.

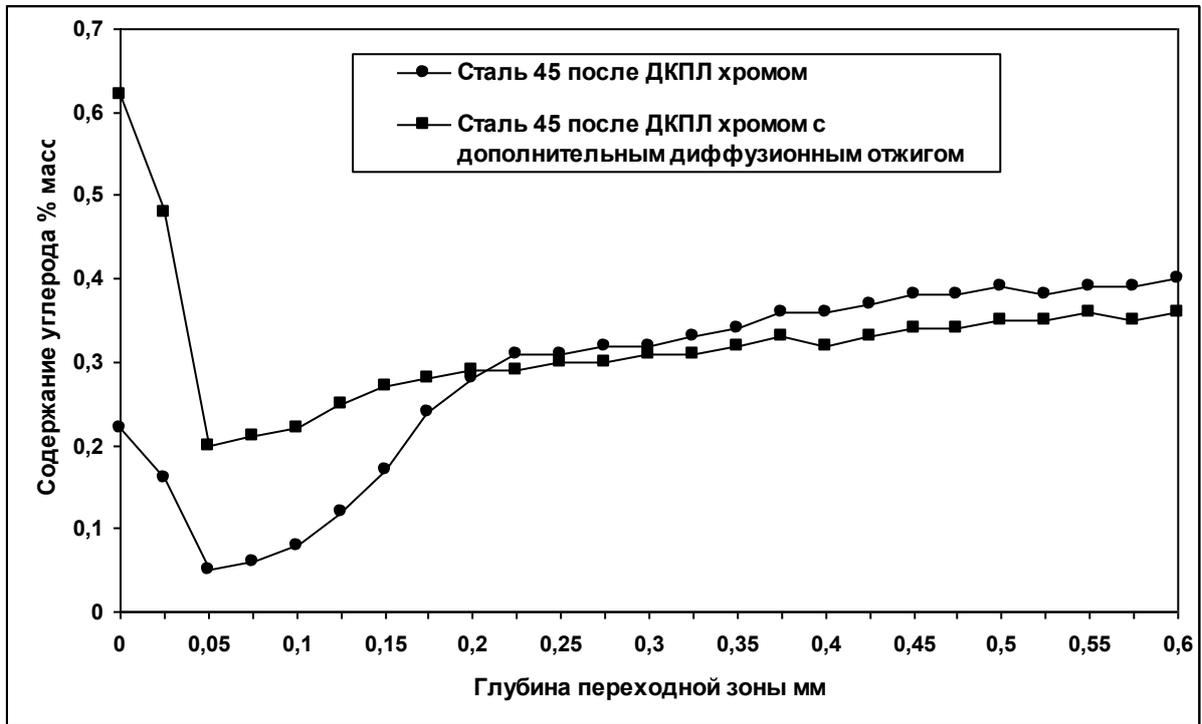


Рисунок 2 – Распределение содержания углерода в переходной зоне хромированной стали 45 (сечение детали 20 мм, карбидный слой не показан)

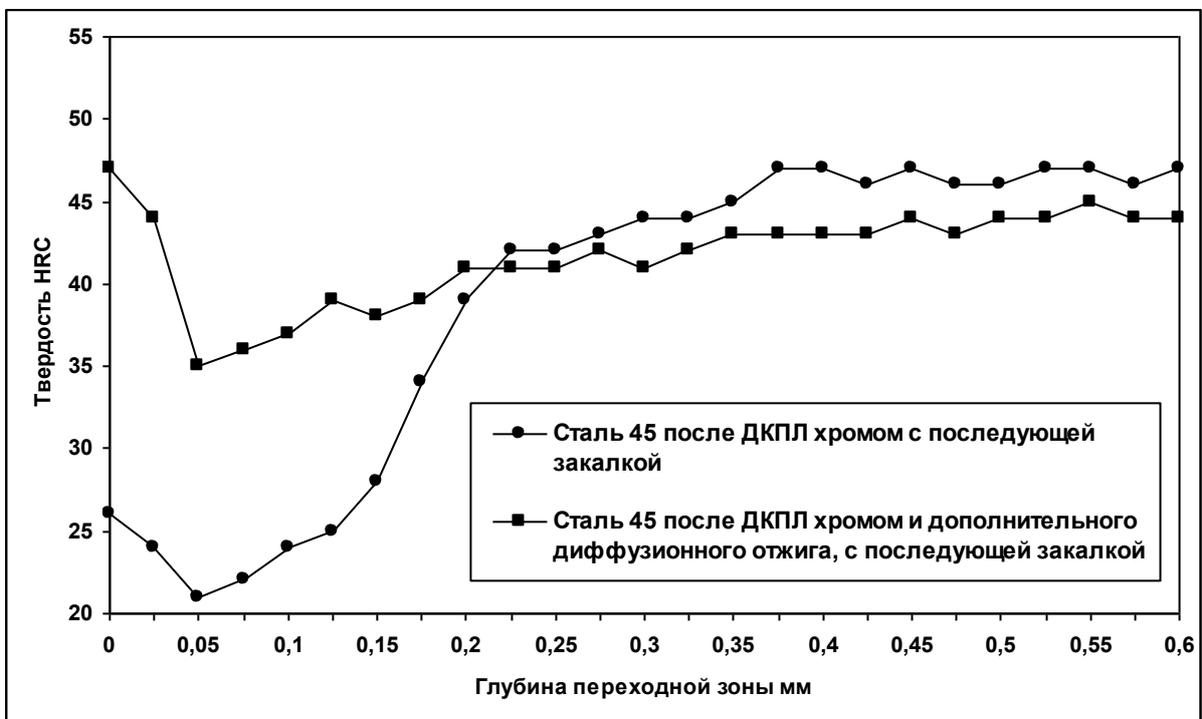


Рисунок 3 – Твердость переходной зоны хромированной стали 45 после закалки (сечение детали 20 мм, карбидный слой не показан)

Очевидно, что при условии надежной защиты поверхности деталей от окисления и обезуглероживания, температурно-временной диапазон возможных режимов отжига весьма широк. Фактически, предложенный в работе режим явился следствием технологического компромисса между достигаемым увеличением твердости, длительностью обработки, и стремлением предотвратить избыточный рост зерна (который для стали 45 становится существенным при 1075–1100 °С).

В завершение следует отметить, что оптимальным решением проблемы переходных зон пониженной прочности все же является предупреждение их образования (путем предварительной цементации, изменения исходной марки сплава и т.д.). А предложенный метод термообработки рационально использовать в тех случаях, когда предотвратить образование обезуглероженной переходной зоны по каким-либо причинам не удалось.

### Выводы

1. Проведенный анализ показал, что финишная термообработка, по стандартному режиму, регламентированному для исходной марки сплава, неэффективна для поверхностно-легированных деталей с частично обезуглероженной переходной зоной.

2. Показано, что режим финишной термообработки деталей, прошедших ДКПЛ, должен учитывать полученный градиент состава сплава путем уточнения положения критических точек по сечению, и соответствующей коррекции температуры аустенизации.

3. Предложен модифицированный режим финишной термообработки поверхностно-легированных деталей с частично обезуглероженной переходной зоной, заключающийся в проведении дополнительного диффузионного отжига, с последующей перекристаллизацией и закалкой.

4. Финишная термообработка с дополнительным диффузионным отжигом позволила увеличить твердость переходной зоны с 21 до 35 HRC в наиболее ослабленном сечении деталей, изготовленных из стали 45 и прошедших ДКПЛ хромом.

### Литература

1. Колотыркин Я.М., Заец И.И., Зайцев И.Д. и др. Открытие, диплом №368 от 13 июля 1989 г. // Б.И.1990.№4.С.3.

2. Товажнянский Л.Л., Чуняев О.Н., Заец И.И., Чуняева Л.О. Нанотехнология в химико-термической обработке железоуглеродистых сплавов // ИТЕ. – 2007. – № 3. – С. 109–120.

3. Чуняева Л.О., Заец И.И., Ткач Г.А. Method and composition for diffusion alloying of ferrous materials // Пат. 6197436 В1 США, МКИ С 23 С 16/30 Заявл. 07.05.1998; Оpubл. 06.03.2001.

4. Лоскутов В.Ф., Хижняк В.Г., Куницкий Ю.А., Киндарчук М.В. Диффузионные карбидные покрытия. – К.: Техника, 1991. – 168 с.

5. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.

6. Дубинин Г.Н. Диффузионное хромирование сплавов. – М.: Машиностроение, 1964. – 451 с.

7. Arai T. Carbide Coating Process by Use of Molten Borax Bath in Japan // J. Heat Treat. – 1979, Vol 18 (No. 2). – P. 15–22.

8. Arai T., Endo J., Takeda H. Chromizing and Bonding by Use of a Fluidized Bed // Proceedings of the International Congress' 5th Heat Treatment of Materials Conference, 20–24 Oct 1986. – P. 1335–1341.

9. Boyer H.E. Metals handbook “Desk Edition” / H.E. Boyer, T.L. Gall. Ohio: ASM-Metals Park, 1997. – P. 1250.

УДК 620.193.01

Чуняєв О.М., Чуняєва Л.О., Асріян А.О., Биков А.О.

### **МОДИФІКАЦІЯ ФІНІШНОЇ ТЕРМООБРОБКИ СПЛАВІВ, ЩО ПРОЙШЛИ ДИФУЗІЙНЕ КАРБІДНЕ ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ**

В роботі досліджені технологічні засоби зміцнення перехідної зони сплавів, що пройшли дифузійне карбідне поверхнєве легування. Запропоновані режими термооброби, що враховують градієнт хімічного складу поверхнево-легованого сплаву, а також дозволяють зменшити цей градієнт шляхом додаткового дифузійного відпалу.

Chunuyayev O.N., Chunuyayeva L.O., Asriyan A.A., Bikov A.A.

### **MODIFICATION OF THE FINAL HEAT TREATMENT OF ALLOYS THAT HAVE BEEN SUBJECTED TO DIFFUSION CARBIDE SURFACE ALLOYING**

The technical means of the transition zone strengthening have been studied for alloys that undergo the diffusion carbide surface alloying. Heat treatment processing regiments, which consider the gradient of chemical composition of the surface-alloyed alloy, and also allow the diminishing of such gradient by means of additional diffusion annealing, have been proposed.