

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 52.77.-j, 64.70.kd, 68.35.bd, 81.15.Rs, 81.30.Kf, 81.40.Pq

Повышение износостойкости наплавленного Fe–Cr–Mn-металла плазменной обработкой с получением метастабильной структуры

Я. А. Чейлях, В. В. Чигарев, Г. В. Шейченко, А. П. Чейлях,
В. Г. Ефременко, К. Шимидзу*

*ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»,
ул. Университетская, 7,
87500 Мариуполь, Украина
*Muroran Institute of Technology,
27-1 Mizumoto-cho,
050-8585 Muroran-city, Japan*

Представлены результаты исследования влияния плазменной обработки на микроструктуру, химический состав, твёрдость и износостойкость наплавленного метастабильного металла на Fe–Cr–Mn-основе. Установлено, что, варьируя параметры обработки, можно эффективно регулировать фазовый и химический составы наплавленного металла, степень метастабильности аустенитной составляющей и, применяя оптимальные режимы, существенно упрочнять наплавленный слой и повышать его износостойкость.

Наведено результати дослідження впливу плазмового оброблення на мікроструктуру, хімічний склад, твердість та зносостійкість наплавленого метастабільного металу на Fe–Cr–Mn-основі. Встановлено, що, варіюючи параметри оброблення, можна ефективно регулювати фазовий та хімічний склад наплавленого металу, ступінь метастабільності аустенітної складової і, застосовуючи оптимальні режими, істотно зміцнювати наплавлений шар та підвищувати його зносостійкість.

The plasma-treatment influence on microstructure, chemical composition, hardness, and wear resistance of surface coated by metastable metal based on Fe–Cr–Mn is investigated. As established, the phase and chemical compositions of surface coated by metal as well as the degree of austenite metastability can be effectively regulated by the treatment parameters' variation. Application of optimal treatment modes allows to increase hardness and wear resistance of the surface coating.

Ключевые слова: наплавленный металл, мартенсит, аустенит, метастабильность, плазменная обработка, износостойкость.

(Получено 18 февраля 2013 г.; окончат. вариант — 15 июля 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Плазменная обработка в достаточной степени изучена для упрочнения сталей и чугунов [1–6], но ограниченно исследована применительно к наплавленному металлу при восстановлении изношенных деталей. При этом в ранее опубликованных работах практически не рассматривался аспект влияния этого вида обработки на формирование метастабильного состояния наплавленного металла (НМ), обеспечивающего широкие возможности для самоупрочнения металла в процессе испытаний или эксплуатации [7, 8]. Получение новых экспериментальных данных об использовании плазменной обработки для дополнительного упрочнения и регулирования метастабильности НМ представляет научный и практический интерес.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектом исследования служили стали 20Х12Г9СТАФ и 20Х8Г6СТАФ, полученные электродуговой наплавкой порошковой проволокой ПП-Нп-20Х12Г10СТАФ на стали Ст3. Плазменная обработка наплавленных в три–четыре слоя образцов размерами 15×15×30 мм проводилась на плазмотроне косвенного действия [1] по режимам, представленным в табл. 1. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон. В зависимости от режима плазменная обработка вызывала локальный разогрев поверхности без оплавления, либо её оплавление с различной степенью. После

ТАБЛИЦА 1. Рабочие параметры плазменной обработки наплавленных сталей (сила тока 300 А, напряжение 60–65 В, расход газа 12 л/мин).

№ режима	Скорость перемещения, м/ч	Степень воздействия плазмы
Обработка без оплавления поверхности		
1	43,2	нагрев \cong 800–900°C
2	37,2	нагрев \cong 1200°C
3	30,0	нагрев \cong 1300–1400°C
Обработка с оплавлением поверхности		
4	19,8	слабое оплавление \cong 1400–1500°C
5	15,0	среднее оплавление \cong 1500–1600°C
6	4,9	сильное оплавление > 1700°C

нагрева следовало быстрое охлаждение без применения охлаждающих сред за счет теплоотвода вглубь образцов. Металлографические исследования проводили на оптических микроскопах «Nikon Eclipse L150» и «Neophot-21» с цифровыми фотокамерами для фиксации изображения микроструктуры, а также с применением сканирующего электронного микроскопа «JEOL JSM-6510», оснащенного энергодисперсионным микроанализатором, с помощью которого выполняли фазовый химический анализ наплавленных слоев.

Измерение микротвердости производили на приборе ПМТ-3 согласно ГОСТ 9450-76 вдавливанием алмазной четырехгранной пирамидки под нагрузкой 1 Н. Испытания на изнашивание проводили при сухом трении металла по металлу на машине МИ-1М по схеме «колодка (испытуемый образец) – ролик (контртело)» при скорости вращения 200 мин^{-1} и пути трения 1880 м. Материалом контртела служила сталь 40Х, термообработанная на твердость 45 HRC. Коэффициент относительной износостойкости рассчитывали по формуле

$$\varepsilon = \Delta m_{\text{эт}} / \Delta m_{\text{обр}},$$

где $\Delta m_{\text{эт}}$ и $\Delta m_{\text{обр}}$ — потеря массы соответственно эталона (сталь 45 с твердостью 180 HB) и испытуемого образца за одинаковое время изнашивания (30 мин).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Изменение микроструктуры НМ после плазменного нагрева

После электродуговой наплавки микроструктура изменяется по слоям наплавленного металла в зависимости от степени проплавления и доли участия основного металла (Ст3) в наплавленном или предыдущего слоя в последующем. Долю участия N определяли согласно методике, описанной в [9]. Участие металла основы приводит к разбавлению наплавляемого металла, что вызывает снижение содержания в нем легирующих элементов относительно исходного состава порошковой проволоки. При небольшой доле участия ($N = 0,28-0,32$) в поверхностном (3-м или 4-м) слое формировался наплавленный металл 20X12Г9СТАФ с преимущественно аустенитной метастабильной структурой, а при высокой доле участия ($N = 0,6-0,76$) — 20X8Г6СТАФ с аустенитно-мартенситной (А-М) метастабильной структурой. Соответственно по слоям (по глубине НМ) в первом случае структура переходит в аустенитно-мартенситную, а во втором случае — в мартенситно-аустенитную (М-А). Увеличение доли мартенсита в нижележащих слоях связано с понижением в них содержания марганца и хрома за счет большего разбавления металлом основы; при этом критическая скорость закалки

слоев остается ниже реальной скорости охлаждения наплавленного металла на данной глубине.

Плазменная обработка в зависимости от скорости перемещения плазменной струи изменяет фазовый состав и микроструктуру НМ, а также размеры зоны плазменного воздействия, выявляемой на поперечных микрошлифах наплавов. При высокой скорости перемещения плазменной струи (43,2 м/ч) глубина этой зоны составляла 2–3 мм и охватывала лишь верхний наплавленный слой. С уменьшением скорости от 37 до 4,9 м/ч температура локального разогрева образцов возрастала от $\cong 1100\text{--}1200$ до $\cong 1600\text{--}1700^\circ\text{C}$, соответственно увеличивалась глубина плазменного воздействия [1, 2], постепенно переходя на нижележащие наплавленные слои и далее — на основной металл. При сильном оплавлении происходило некоторое выплескивание части жидкого расплава газодинамической струей плазмы, остальная часть расплава мгновенно кристаллизовалась. При микро-, слабом и среднем оплавлении конфигурация НМ почти не изменялась.

Микроструктуры НМ 20X12Г9СТАФ после плазменной обработки без оплавления приведены на рис. 1, а распределение микротвердости по глубине — на рис. 2. Плазменная обработка по режиму № 1 (см. табл. 1) вызывала нагрев поверхности НМ 20X12Г9СТАФ ориентировочно до $800\text{--}900^\circ\text{C}$ и закалку. В результате в поверхностном упрочненном слое наблюдалась высокодисперсная структура аустенита с множеством дисперсных карбидных (карбонитридных) частиц. По направлению к сердцевине в структуре появляется мартенсит закалки, количество которого увеличивается. Постепенно А–М-структура трансформируется в М–А с множеством карбидных (карбонитридных) частиц. Около зоны сплавления наплавки и основного металла М–А-структура измельчается и переходит в феррито-перлитную структуру основы (см. рис. 1, а). Этому соответствует немонотонное изменение микротвердости по глубине плазменного воздействия. Первый максимум микротвердости ($H_{0,98} \cong 7000$ МПа) располагается на глубине $\cong 2,9\text{--}3,1$ мм от поверхности и соответствует высокодисперсной А–М-структуре, находящейся в зоне плазменной закалки. Эта зона соответствует нагреву ниже линии солидуса, ускоренное охлаждение после которого вызывает закалку и образование мартенсита с сохранением большого количества аустенита. Второй максимум микротвердости ($H_{0,98} \cong 6500$ МПа) располагается на глубине $\cong 7,3$ мм (см. рис. 2) и соответствует М–А-структуре НМ с высокодисперсными карбидами, по-видимому, на границе зоны плазменного воздействия.

При плазменной обработке с нагревом поверхности до $\cong 1200^\circ\text{C}$ в поверхностном слое НМ 20X12Г9СТАФ образуется преимущественно аустенит несколько большей твердости ($H_{0,98} \cong 4500$ МПа), чем равновесный, и небольшое количество дисперсных карбидов (см. рис. 1, б). Далее по глубине наплавки их доля возрастает.

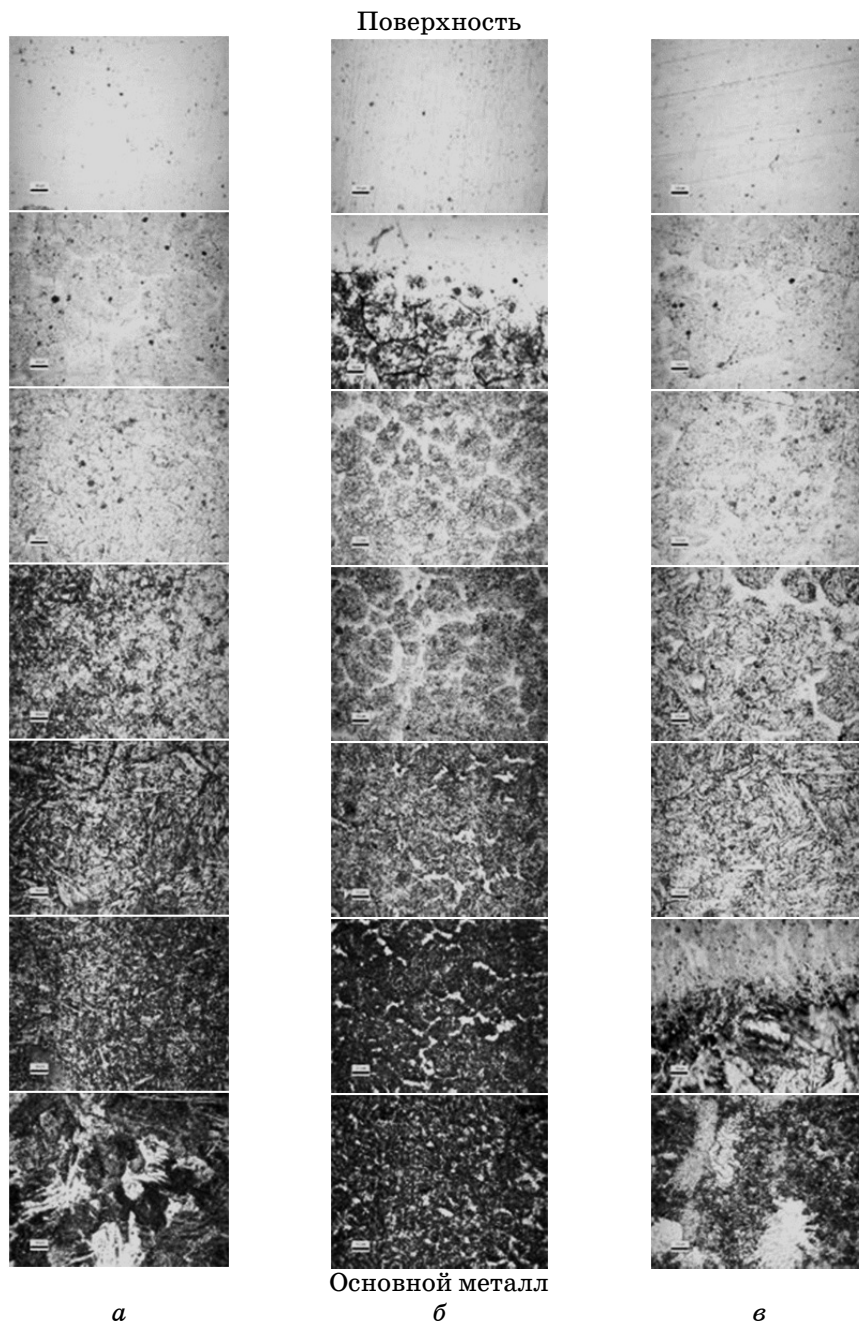


Рис. 1. Микроструктура наплавленного металла 20Х12Г9СТАФ после плазменной обработки при температурах: 800–900°C (*a*), \cong 1200°C (*б*), \cong 1400°C (*в*); \times 1500.

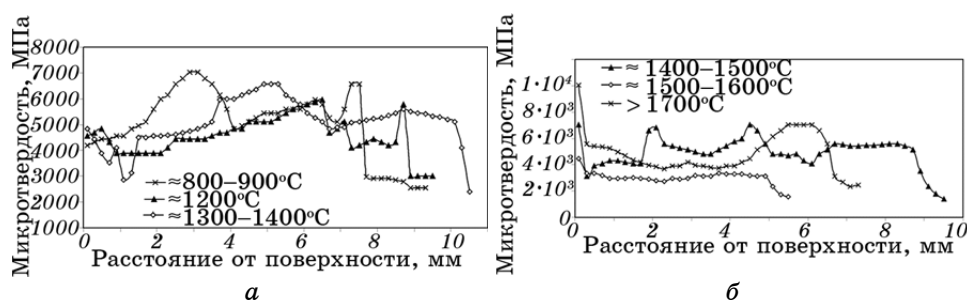


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине наплавленного металла 20X12Г9СТАФ после плазменной обработки с нагревом (а) и оплавлением (б) поверхности.

В целом панорама изменения микроструктуры аналогична рассмотренной выше, с той разницей, что зоны аустенитной и А–М-структур залегают глубже. Максимум микротвердости ($H_{0,98} \cong 6000$ МПа) располагается на большей глубине $\cong 6,5$ мм и соответствует дисперсной М–А-структуре с карбидами, находящейся в зоне плазменного воздействия.

Плазменный нагрев по режиму № 3 до $\cong 1300$ – 1400°C (вблизи линии солидуса) вызвал микроплавление поверхности НМ 20X12Г9СТАФ. Непосредственно у поверхности оплавленной зоны наблюдается равноосная ячеистая структура пересыщенного аустенита (см. рис. 1, в) повышенной твердости ($H_{0,98} \cong 5000$ МПа) (рис. 2). По мере удаления от поверхности растет количество частиц дисперсных карбидов Cr_{23}C_6 . Постепенно зона микроплавления переходит в зону плазменной закалки, состоящую из крупнокристаллического мартенсита, аустенита и карбидов. По глубине этой зоны постепенно увеличивается количество мартенсита и уменьшается содержание остаточного аустенита ($A_{\text{ост}}$), что подтверждается повышением микротвердости от 4500 до 6500 МПа на расстоянии $\cong 5,3$ мм от поверхности. Начиная с этой глубины, микротвердость постепенно снижается до $H_{0,98} \cong 5500$ МПа, что соответствует М–А-структуре с дисперсными карбидами, которая переходит в феррито-перлитную структуру основного металла.

Микроструктура НМ 20X8Г6СТАФ изменяется под влиянием плазменной обработки в целом аналогично НМ 20X12Г9СТАФ. Однако после нагрева при 800 – 900°C , в отличие от 20X12Г9СТАФ, количество карбидов выше, а количество $A_{\text{ост}}$ несколько ниже, что объясняется меньшим содержанием хрома и марганца. По мере удаления от поверхности количество мартенсита незначительно уменьшается, увеличивается количество аустенита. За пределами зоны плазменной закалки наблюдается М–А-структура с вторичными карбидами, которая плавно переходит в феррито-перлитную

структуру основного металла. Твердость упрочненной зоны составляет 42–44 *HRC*.

При плазменной обработке с нагревом до $\cong 1200^\circ\text{C}$ и, особенно, $1300\text{--}1400^\circ\text{C}$ в поверхностном слое НМ 20Х8Г6СТАФ количество аустенита увеличивается по сравнению с наплавленным состоянием. В зоне плазменной закалки образовалась высокодисперсная М–А-смесь с карбидами (карбонитридами). Твердость плазменно-упрочненной при 1200°C зоны составила 38 *HRC*, а после нагрева до $1300\text{--}1400^\circ\text{C}$ — 53 *HRC*, что объясняется большей степенью твердорастворного и дисперсионного упрочнения. По мере удаления от поверхности количество аустенитной фазы уменьшается. В зоне плазменного отпуска наблюдается аустенитная структура, в местах обедненных хромом и углеродом образовалась смесь мартенсита и карбидов. По направлению к сердцевине количество карбидов и мартенсита уменьшается, ниже зоны плазменного воздействия залегает феррито-перлитная структура основного металла.

3.2. Изменение микроструктуры при плазменном оплавлении

Плазменная обработка с оплавлением поверхности образцов характеризовалась значительно большим вложением тепла и, соответственно, более высокой температурой локального нагрева в интервале $\cong 1400\text{--}1700^\circ\text{C}$, что существенно меняет микроструктуру НМ 20Х12Г9СТАФ. После плазменной обработки со слабым оплавлением поверхности (нагрев до $\cong 1400\text{--}1500^\circ\text{C}$, в районе солидуса) структура в зоне переплава представляет собой пересыщенный аустенит с микротвердостью $H_{0,98} \cong 4000$ МПа, мартенсит и карбиды, в тонком поверхностном слое ($\cong 0,2$ мм) достигается высокая микротвердость $H_{0,98} \cong 7000$ МПа. По мере удаления от поверхности растет количество нерастворившихся карбидов, уменьшается количество аустенита. Микротвердость по глубине НМ изменяется немонотонно и характеризуется двумя максимумами. Первый пик микротвердости ($H_{0,98} \cong 6800$ МПа) наблюдается на расстоянии $\cong 1,9\text{--}2,1$ мм от поверхности и соответствует началу зоны плазменной закалки, характеризующейся дисперсной мартенситно-аустенитно-карбидной (М–А–К) структурой. По направлению к зоне сплавления количество аустенитной фазы увеличивается. Четко видна граница зоны плазменного воздействия, за которой НМ имеет структуру грубопакетного мартенсита с $A_{\text{ост}}$ по границам зерен. Эта структура измельчается вблизи зоны сплавления, после чего следует феррито-перлитная структура основного металла.

При среднем плазменном оплавлении, которому соответствовал нагрев поверхности до $\cong 1500\text{--}1600^\circ\text{C}$ (между ликвидусом и солидусом), наблюдается качественно аналогичная структура, но увеличивается протяженность зоны плазменного переплава, количество

аустенита в ней возрастает. Его микротвердость составляет $H_{0,98} \cong \cong 3000\text{--}3500$ МПа. В зоне плазменной закалки наблюдается М–А-структура, далее следует зона фазовой перекристаллизации с мелким зерном аустенита и мартенсита, после которой фиксируется феррито-перлитная структура основного металла.

При плазменной обработке с сильным оплавлением ($\cong 1700^\circ\text{C}$, выше ликвидуса) произошло сильное измельчение структуры с формированием высокодисперсной А–М–К-смеси, при этом на поверхности достигается очень высокая микротвердость ($H_{0,98} \cong 9000$ МПа) (рис. 2). Протяженность зоны оплавления по сравнению с предыдущим режимом обработки увеличивается, в ней возрастает количество аустенита. Пик микротвердости $H_{0,98} \cong 7000$ МПа наблюдается на расстоянии $\cong 5,5$ мм от поверхности и соответствует высокодисперсной М–А-структуре зоны плазменной закалки. Четко видна граница зоны плазменного воздействия, за которой следует зона фазовой перекристаллизации НМ и феррито-перлитная структура основного металла.

Картина изменения микроструктуры НМ 20Х8Г6СТАФ после плазменной обработки с оплавлением в целом аналогична рассмотренной выше. При слабом оплавлении поверхности в зоне оплавления наблюдается дисперсная мартенситная структура с $A_{\text{ост}}$ и не растворившимися карбидами. В зоне плазменной закалки фиксируется А–М-структура с повышенным количеством карбидов. По границам аустенитных зерен располагается тонкая карбидная сетка, что повышает травимость границ вследствие обеднения углеродом и хромом приграничных участков. В следующей зоне — плазменного отпуска — наблюдается М–А–К-структура, после которой следует феррито-перлитная структура основного металла. Твердость на поверхности колеблется в пределах 38–44 HRC.

При большем воздействии плазменной струей ($\cong 1500\text{--}1600^\circ\text{C}$) в зоне переплава увеличивается количество $A_{\text{ост}}$, а также наблюдаются очаги оплавления в виде участков повышенной травимости твердостью 41 HRC, состоящих из смеси аустенита и дисперсных карбидов. Далее по глубине располагается диспергированная А–М-структура, образующаяся вследствие высокого градиента температур. В зоне плазменной закалки наблюдается повышение твердости до 44 HRC, что соответствует М–А-структуре с дисперсными карбидами; вблизи зоны сплавления (в зоне плазменного отпуска) карбиды укрупнены.

При плазменной обработке с сильным оплавлением ($\cong 1700^\circ\text{C}$) глубина зоны переплава по сравнению с предыдущим режимом обработки увеличивается, происходит диспергирование А–М–К-структуры при повышении количества аустенита в ней. Твердость на переплавленной поверхности составляет 51 HRC, в зоне плазменной закалки — 42 HRC. Ближе к зоне сплавления количество

аустенита увеличивается, что приводит к снижению твердости до 36 HRC.

Электронно-микроскопические исследования в целом подтверждают и уточняют рассмотренные выше результаты. В случае плазменной обработки с нагревом без оплавления поверхности, например до $\cong 800\text{--}900^\circ\text{C}$ и, особенно $\cong 1200^\circ\text{C}$, структура поверхностного слоя НМ 20Х12Г9СТАФ состоит из аустенита, что объясняется растворением карбидов при нагреве. Далее по глубине НМ аустенит сменяется А–М-, а затем М–А-структурами (рис. 3). После нагрева до $\cong 1200^\circ\text{C}$ в средней зоне НМ 20Х12Г9СТАФ появляются крупные участки аустенита, а мартенсит сильно диспергируется

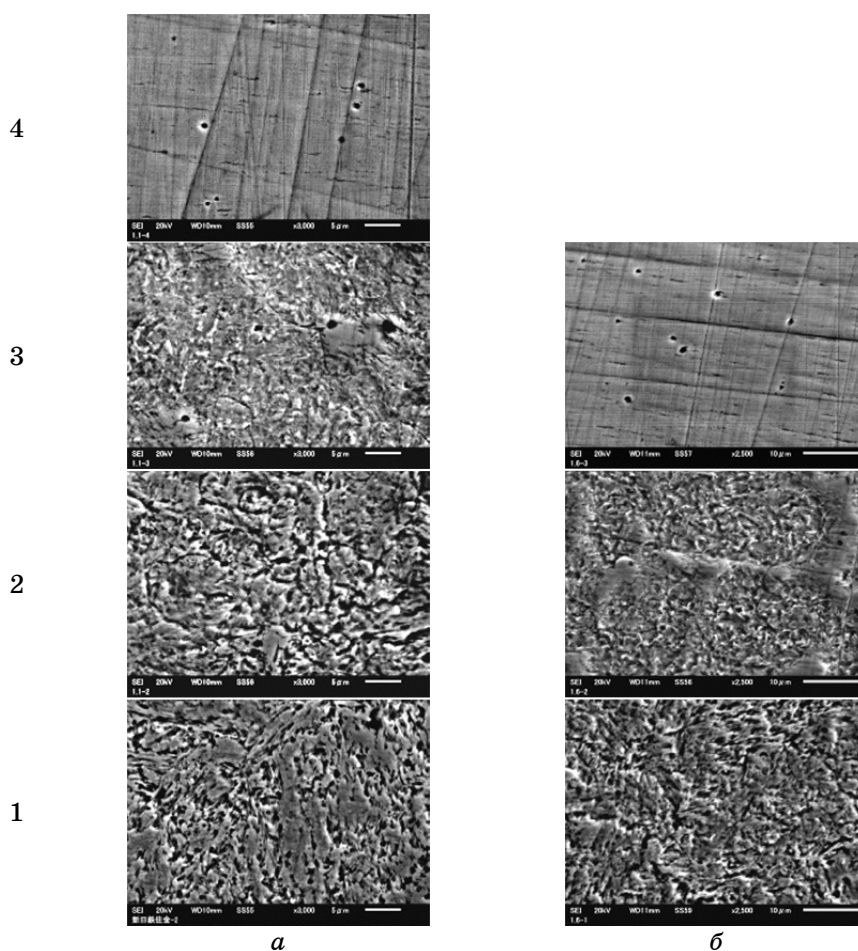


Рис. 3. Микроструктура наплавленного металла 20Х12Г9СТАФ после плазменной обработки с нагревом $\cong 800\text{--}900^\circ\text{C}$ (а) и $\cong 1200^\circ\text{C}$ (б) по номерам наплавленных слоев: 1 — нижний; 4 (3) — верхний.

частицами карбидов и карбонитридов (рис. 3, б).

Микроструктура НМ 20Х8Г6СТАФ после плазменного нагрева в интервале 800–1200°C похожа на рассмотренную выше, но отличается присутствием в верхнем слое большего количества α -мартенсита закалки наряду с аустенитом. Плазменная обработка с оплавлением поверхности значительно изменяет микроструктуру НМ.

При нагреве до ≈ 1300 –1400°C (т.е. в область солидуса) в поверхностном слое значительно увеличивается количество аустенита и наблюдаются очаги оплавления (рис. 4, а), которые видны и на достаточной глубине ≈ 5 –6,5 мм. При большей температуре плазменного нагрева ≈ 1400 –1500°C в поверхностном слое НМ 20Х8Г6СТАФ преобладает аустенит с очагами переплава больших размеров (рис. 4, б). Это, очевидно, связано с большей степенью растворения избыточных частиц карбидов (карбонитридов) в аустените, что понижает температуру его плавления. Причем в очагах переплава наблюдается множество выделений твердых фаз (карбидов, нитридов, карбонитридов), которые, вероятно, полностью не растворились в расплаве ввиду более высокой температуры их плавления

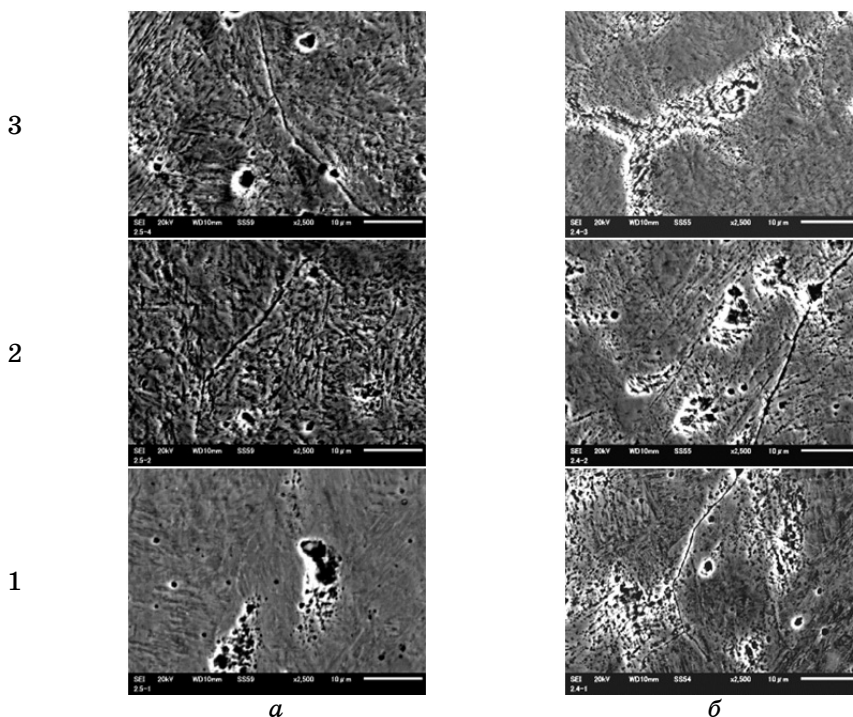


Рис. 4. Микроструктура наплавленного металла 20Х8Г6СТАФ после плазменной обработки с нагревом ≈ 1300 –1400°C (а) и 1400–1500°C (б) по номерам наплавленных слоев: 1 — нижний; 3 — верхний.

[10, 11]. Нитриды и карбонитриды наблюдаются и по всей глубине наплавленных слоев, что может быть объяснено процессами старения в зоне термического влияния (ЗТВ).

3.3. Влияние плазменной обработки на распределение элементов в НМ

Энергодисперсионный анализ, выполненный с применением сканирующего электронного микроскопа, выявил неоднородность распределения легирующих элементов по слоям НМ. Это распределение приведено на рис. 5 и 6 для НМ 20Х12Г9СТАФ и 20Х8Г6СТАФ соответственно. Для НМ 20Х12Г9СТАФ с плазменным нагревом при 800–1200°С без оплавления поверхности картина распределения легирующих элементов по слоям похожа на таковую в наплавленном состоянии. Она характеризуется каскадным (ступенчатым) распределением элементов по слоям: с наименьшей концентрацией элементов у зоны сплавления с основным металлом и наибольшей концентрацией в поверхностном слое [12]. Плазменная обработка с нагревом даже $\approx 1200^\circ\text{C}$ эту картину практически не изменяет.

Для НМ 20Х8Г6СТАФ при плазменной обработке с частичным оплавлением (нагрев $\approx 1300\text{--}1400^\circ\text{C}$) картина послойного распределения легирующих элементов существенно отличается от рассмотренной выше. Характер распределения элементов более плавный, хотя и напоминает таковой для наплавленного состояния, однако разница в концентрациях элементов в различных слоях значительно меньше, чем без плазменной обработки. Так, между 3-м (верхним) и 2-м слоями разница в содержании хрома составила лишь 0,15%, между 3-м и 1-м (нижним) слоями — 1,92%; по марганцу

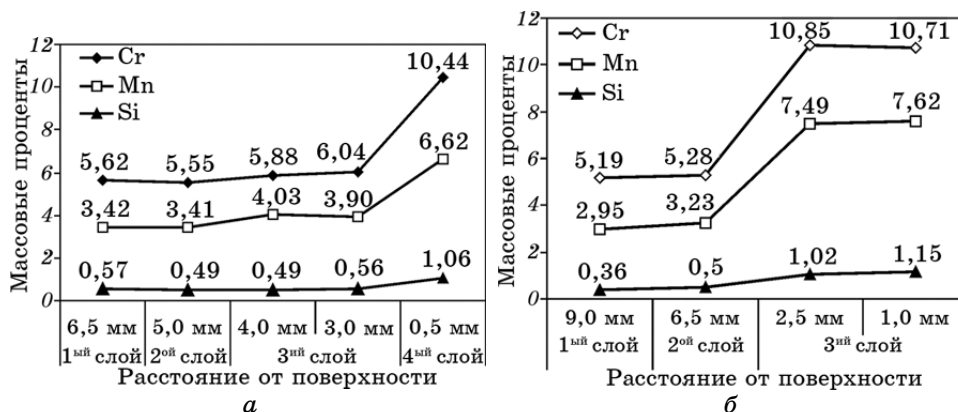


Рис. 5. Послойное распределение легирующих элементов в наплавленном металле 20Х12Г9СТАФ после плазменной обработки: нагрев 800–900°С (а), нагрев 1200°С (б).

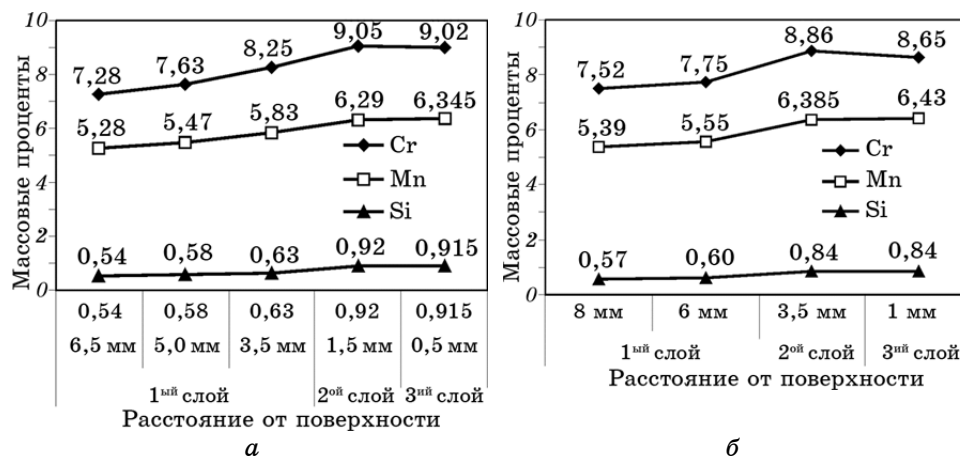


Рис. 6. Послойное распределение легирующих элементов в наплавленном металле 20Х8Г6СТАФ после плазменной обработки: нагрев $\cong 1300\text{--}1400^\circ\text{C}$ (а), нагрев $\cong 1400\text{--}1500^\circ\text{C}$ (б).

эта разница — 1,04%, по кремнию — 0,38%. В случае большего вложения тепла при плазменной обработке с частичным оплавлением (нагрев до $\cong 1400\text{--}1450^\circ\text{C}$) разница в концентрациях хрома в 3-м и 1-м слоях составляет еще меньшую величину — 1,1%, марганца — 0,88%, кремния — 0,24%. Между тем, в наплавленном состоянии (без какой-либо термической обработки) разница в концентрациях хрома и марганца в этих же 3-м и 1-м слоях для НМ 20Х8Г6АСТФ была значительно выше — в среднем $\cong 3\%$.

Таким образом, из приведенного анализа следует важный вывод о том, что плазменная обработка с высокотемпературным нагревом и частичным оплавлением обеспечивает выравнивание концентрации легирующих элементов в пределах наплавленного металла, снижая разницу в их содержании по слоям НМ в 2–3 раза. Очевидно, что это можно отнести и к использованию других источников концентрированных энергий, например, электронного или лазерного лучей. Следует заметить, что с целью гомогенизации плазменная обработка для НМ пока не используется, а полученные результаты являются, несомненно, новыми и открывают определенные перспективы применения таких технологий не только для упрочнения, но и для выравнивания химического состава.

3.4. Износостойкость НМ после плазменной обработки

В ходе данной работы было установлено, что плазменная обработка оказывает существенное влияние на износостойкость НМ в услови-

ях сухого трения скольжения металла по металлу (рис. 7). Для НМ марки 20Х12Г9СТАФ в зависимости от режима обработки и, соответственно, температуры нагрева плазменной струей относительная износостойкость изменяется экстремально. Максимум износостойкости ($\epsilon = 2,30$) соответствует нагреву до $\cong 1200^\circ\text{C}$, при котором происходит формирование метастабильной А–М-структуры с высокодисперсными карбидами ($H_{0,98} = 4000\text{--}5000$ МПа (рис. 2)), в которой преобладает пересыщенный аустенит. Это можно объяснить не только формированием дисперсной структуры, характерной для плазменного воздействия, но и метастабильностью аустенита, претерпевающего деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение при изнашивании (ДМПИ), что вызывает дополнительное и весьма существенное самоупрочнение поверхностного слоя непосредственно в процессе испытаний. После плазменной обработки с оплавлением разной степени обращает на себя внимание повышение износостойкости, соответствующее увеличению температуры нагрева до $\cong 1700^\circ\text{C}$ (см. рис. 7, б), когда на поверхности формируется высокодисперсная смесь А–М–К повышенной твердости ($H_{0,98} \cong 9000$ МПа (см. рис. 2)).

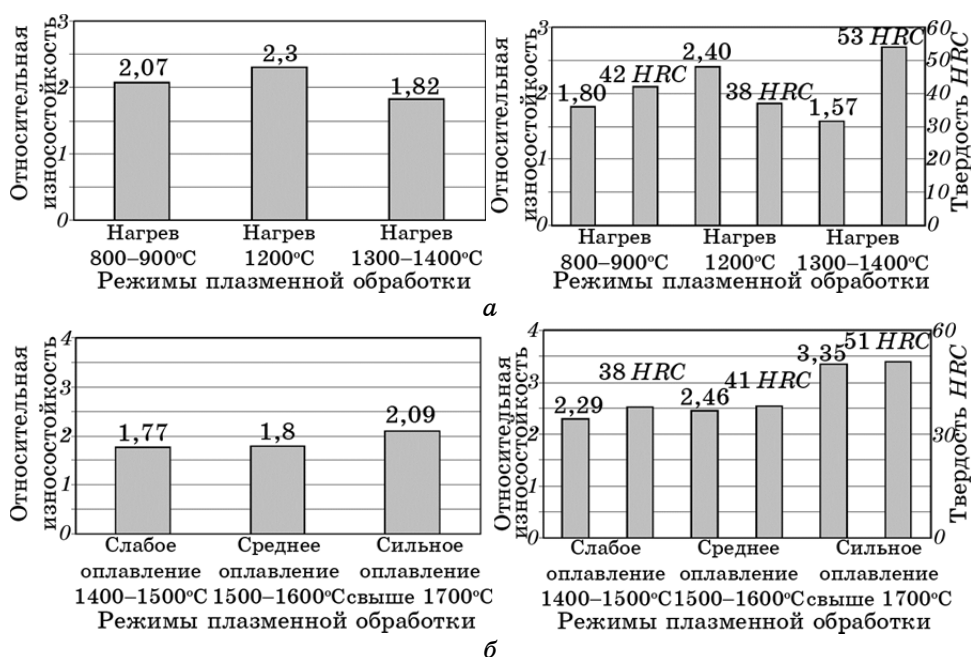


Рис. 7. Относительная износостойкость наплавленного металла 20Х12Г9СТАФ (левый столбец) и 20Х8Г6СТАФ (правый столбец) при сухом трении скольжения металла по металлу после различных режимов плазменной обработки с нагревом (а) и оплавлением (б) поверхности.

Для НМ с меньшим содержанием легирующих элементов (20X8Г6СТАФ) при плазменном воздействии без оплавления (нагрев до $\cong 1200^\circ\text{C}$) также отмечается повышенная износостойкость ($\varepsilon = 2,4$) (рис. 7, а), хотя твердость в этом случае относительно невысока (33 HRC) и соответствует А–М метастабильной структуре. В то же время, при достижении наибольшей твердости (53 HRC), имеющей место при плазменном нагреве до $1300\text{--}1400^\circ\text{C}$, относительная износостойкость НМ 20X8Г6СТАФ оказалась невысокой — $\varepsilon = 1,57$. Какой-либо корреляции между твердостью плазменно-упрочненного наплавленного металла и его износостойкостью в условиях сухого трения скольжения обнаружено не было. Это доказывает важнейшую роль метастабильности структуры и реализации в поверхностном рабочем слое $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПИ, которое вызывает дополнительное и весьма значительное самоупрочнение поверхности, связанное с образованием более дисперсного и более твердого мартенсита деформации [13]. Одновременно ДМПИ служит и эффективным механизмом релаксации напряжений [14] и перераспределения составляющих подводимой к образцу механической энергии. Это обуславливает увеличение затрат энергии на упруго-пластическую деформацию, на повышение плотности дислокаций, деформационное самоупрочнение, предотвращение зарождения и торможение развития трещин [14, 15–17] благодаря реализации $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПИ.

После плазменного воздействия, вызывающего оплавление разной величины, наблюдается повышение коэффициента относительной износостойкости НМ 20X8Г6СТАФ с 1,57 до 3,31 при росте тепловложения и температуры нагрева от $\cong 800$ до $\cong 1700^\circ\text{C}$ (рис. 7). Максимальная износостойкость соответствует полученной при плазменном воздействии высокодисперсной А–М-смеси, диспергированной карбонитридами. Сравнение износостойкости исследованного НМ после плазменного воздействия и в исходном наплавленном состоянии показывает, что такая обработка существенно увеличивает сопротивление изнашиванию. Основными причинами этого увеличения можно считать как диспергирование структуры, так и достижение требуемой степени метастабильности аустенита, обеспечивающей оптимальную кинетику $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ДМПИ для получения дополнительного упрочняющего эффекта. При этом менее легированный НМ 20X8Г6СТАФ показал повышенную износостойкость в условиях сухого трения скольжения металла по металлу в сравнении с более легированным НМ 20X12Г9СТАФ. Можно полагать, что фазово-структурное состояние НМ 20X8Г6СТАФ является близким к оптимальному для этих условий изнашивания.

4. ВЫВОДЫ

Предложен эффективный способ дополнительного поверхностного

упрочнения наплавленного Fe–Cr–Mn-металла с регулированием фазового состава и степени метастабильности аустенита плазменным воздействием различной интенсивности.

Изменением интенсивности нагрева достигается оптимальное содержание аустенита и мартенсита, регулируется метастабильность аустенита, дисперсность структурных составляющих и эксплуатационные свойства. Для повышения износостойкости наплавленного металла 20X12Г9СТФ оптимальной является плазменная обработка без оплавления при температурах нагрева до 1200–1300°C, для 20X8Г6СТФ — с оплавлением поверхности при температурах до $\cong 1700^\circ\text{C}$.

Плазменная обработка с разной степенью оплавления уменьшает химическую неоднородность в пределах слоев наплавленного металла. Степень выравнивания химического состава растет с повышением интенсивности нагрева, что позволяет регулировать количество и метастабильность аустенита в структуре слоев наплавленного металла и повышать его износостойкость в сравнении с необработанным состоянием.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Л. К. Лещинский, С. С. Самогугин, И. И. Пирч, В. И. Комар, *Плазменное поверхностное упрочнение* (Киев: Техника: 1990).
2. С. С. Самогугин, Л. К. Лещинский, *Плазменное упрочнение инструментальных материалов* (Донецк: Новый мир: 2003).
3. С. С. Самогугин, В. А. Муратов, А. В. Ковальчук, *МиТОМ*, № 10: 2 (1997).
4. Д. С. Ставрев, Л. М. Капуткина, С. И. Киров и др., *МиТОМ*, № 6: 16 (1996).
5. А. А. Бердников, М. А. Филиппов, Е. С. Студенок, *МиТОМ*, № 6: 2 (1997).
6. В. А. Нечипоренко, В. А. Шеремет, В. И. Морозов, *Металл и литье Украины*, № 9–10: 16 (1999).
7. С. С. Самогугин, Л. К. Лещинский, Н. Х. Соляник, *Структура и характер разрушения сварных соединений, наплавленных и упрочненных материалов* (Мариуполь: Изд-во ПГТУ: 1996).
8. Л. К. Лещинский, С. С. Самогугин, *Слоистые наплавленные и упрочненные композиции* (Мариуполь: ООО «Новый мир»: 2005).
9. Я. А. Чейлях, В. В. Чигарев, *Автоматическая сварка*, № 8: 20 (2011).
10. В. С. Меськин, *Основы легирования стали* (Москва: Металлургия: 1964).
11. М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер, *Специальные стали* (Москва: МИСИС: 1999).
12. Я. А. Чейлях, В. В. Чигарев, *Материалы VII Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании» (3–10 июня 2011)* (Варна: 2011), т. 2, с. 310.
13. М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский, *Стали с метастабильным аустенитом* (Москва: Металлургия: 1988).
14. Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, *Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии* (Харьков: ННЦ ХФТИ: 2007).

15. В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко, *Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства* (Москва: Металлургия: 1971).
16. *Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин* (Ред. В. С. Попов) (Запорожье: Изд-во ОАО «Мотор Сич»: 2000).
17. А. П. Чейлях, *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии* (Мариуполь: Изд-во ПГТУ: 2009).