



## ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

С. С. Самогутин, В. П. Лаврик, Л. К. Лещинский, Н. Х. Соляник

Исследовано влияние плазменной поверхностной обработки на структуру и эксплуатационные свойства экономнолегированного наплавленного металла. Для всех исследованных составов в пределах легирования по углеродному эквиваленту  $C_{\text{э}} = 0,8...2,1$  % зона плазменной закалки имеет высокодисперсную мартенситно-карбидную структуру, повышенную твердость и динамическую трещиностойкость по сравнению с исходным состоянием. При этом как в исходном, так и в упрочненном состоянии с ростом углеродного эквивалента твердость наплавленного металла повышается, а трещиностойкость снижается.

The effect of a plasma surface treatment on the structures and service properties of sparsely-alloyed deposited metal was examined. For all the examined compositions within the ranges of alloying by a carbon equivalent  $C_{\text{equiv}} = 0.8...2.1$  % the zone of plasma hardening has a high-dispersed martensitic-carbide structure, increased hardness and dynamic crack resistance as compared with the initial state. In addition, with increase in a carbon equivalent both in initial and hardened state the hardness of the deposited metal is increased and the crack resistance is decreased.

**Ключевые слова:** наплавленный металл; плазменная обработка; твердость; микроструктура; трещиностойкость

Одним из наиболее перспективных направлений развития современного производства является использование высокоинтенсивных технологий обработки материалов концентрированными потоками энергии — лазерным лучом, электронным лучом, плазменной струей. Из этих методов ряд технико-экономических преимуществ имеет плазменная обработка [1, 2]. Плазменное поверхностное упрочнение инструментальных сталей и сплавов позволяет значительно повысить их эксплуатационные свойства (износостойкость, теплостойкость, трещиностойкость), ресурс работы инструмента и, тем самым, снизить потребность в легированных дефицитных инструментальных материалах [3, 4]. Применительно к крупногабаритному инструменту горячей обработки металла (прокатным валкам, штампам, ножам) плазменное поверхностное упрочнение может быть эффективно использовано в сочетании с восстановительной электродуговой наплавкой [1]. Ранее установлена возможность значительного повышения эксплуатационных свойств теплостойкого Cr–Mo–V-наплавленного металла известных составов (18X6ГМФС, 25X5ФМС и т. п.) при плазменном упрочнении [1, 5]. Острый дефицит, высокая

стоимость и большие расходы легированных наплавочных материалов делают особо актуальным поиск новых экономнолегированных составов наплавленного металла, которые при последующей плазменной обработке приобретают свойства на уровне известных составов. Для решения данной задачи в настоящей работе в качестве базовой принята сталь 18X6ГМФС, получаемая наплавкой проволокой Св-08А или лентой Нп-08кп под керамическим флюсом ЖСН-5. Использование керамического флюса в сочетании с различными проволоками или лентами позволяет в определенной степени изменять химический состав наплавленного металла [6]: 17X6ГМ1ФС (проволока Св-08ГСМТ + флюс ЖСН-5); 20X6ГМФС (Св-12ГС + ЖСН-5); 25X7ГМФС (Нп-18ХГС + ЖСН-5); 35X7ГМФС (Нп-30ХГСА + ЖСН-5). Влияние плазменной обработки на структуру и свойства наплавленного металла указанных составов детально изучено в работе [1].

Регулирование состава Cr–Mo–V-наплавленного металла путем изменения сочетаний «флюс ЖСН-5 — проволока (лента)» ограничено узкой номенклатурой серийно выпускаемых низкоуглеродистых и низколегированных сварочных или наплавочных проволок (лент). Особенно следует отметить, что при этом можно лишь в определенных пределах изменять содержание углерода и незначительно увеличивать содержание хрома, мар-



Таблица 1. Химический состав наплавленного металла

Сталь	Содержание, % мас						
	C	Cr	Mn	Si	Ni	V	Mo
12X2МФ	0,12	2,4	0,4	0,3	–	0,2	0,5
15X3ГМФС	0,14	3,2	0,6	0,4	–	0,3	0,6
16X4ГМФС	0,16	4,4	0,6	0,4	–	0,4	0,8
18X6ГМФС	0,18	6,2	0,8	0,5	–	0,4	0,9
25X5ФМС	0,27	5,2	0,7	0,8	–	0,5	1,2
35X7ГМФС	0,34	6,8	1,1	1,1	–	0,4	0,9
20X2М2НФ	0,23	2,2	0,7	0,8	0,7	0,3	2,0

ганца, кремния. Расширить данную возможность позволяет либо разработка новых керамических флюсов, либо, что экономически более эффективно, использование смесей флюсов — плавленного высококремнистого марганцевого АН-348А или АН-60 и керамического ЖСН-5.

В соответствии с вышеизложенным, в настоящей работе исследовано влияние плазменного упрочнения на структуру и свойства Cr–Mo–V сталей, полученных наплавкой лентой сплошного сечения Нп-08 кп под смесями флюсов АН-348А + ЖСН-5 при содержании керамического флюса в смеси 40; 60; 80 и 100 % (соответственно 12X2МФ, 15X3ГМФС, 16X4ГМФС, 18X6ГМФС) [7], а также лентой Нп-25X5ФМС под плавленным флюсом АН-60, лентой Нп-30ХГСА под керамическим флюсом ЖСН-5 (наплавленный металл 35X7ГМФС) и порошковой проволокой ПП-Нп-35В9ХЭФС под флюсом АН-20. В плане оптимизации состава исследована также Cr–Mo–V сталь 20X2М2НФ с пониженным содержанием хрома, повышенным содержанием молибдена и добавкой никеля, полученная наплавкой порошковой проволокой ПП-АН-147 под флюсом АН-20. Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 1. Образцы для металлографических исследований (оптический микроскоп «Неофот-21»; просвечивающий электронный микроскоп «Тесла BS-540», угольные реплики), рентгеноструктурного анализа (дифрактометр «ДРОН-3,0», железное  $K\alpha$ -излучение), испытаний на динамическую трещиностойкость по методике работ [8, 9] вырезались из пластин, наплавленных в шесть слоев каждым составом. Таким образом, в процессе наплавки металл подвергался термоциклическому высокому отпуску.

Исследованиями установлено, что твердость наплавленного металла как в исходном, так и в упрочненном состоянии не имеет строгой зависимости от содержания в нем углерода или отдельных легирующих элементов (хрома, молибдена, ванадия). Количественным критерием, широко используемым для оценки склонности сталей к закалке в процессе сварки [10], а также при поверхностном упрочнении высококонцентрированными источниками нагрева [11], может служить понятие

«углеродный эквивалент». Согласно методике Международного института сварки углеродный эквивалент определяется по формуле

$$C_3 = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V + W}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

По данным оптической металлографии в низкоуглеродистых сталях с пониженным содержанием хрома, молибдена, ванадия 12X2МФ и 15X3ГМФС в процессе наплавки и последующего термоциклического отпуска формируется крупнозернистая ферритно-карбидная структура с невысокой твердостью (рис. 1). Карбидная фаза представлена преимущественно крупными пластинами Fe<sub>3</sub>C (псевдоперлит) и единичными округлыми частицами (Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. По данным рентгеноструктурного анализа молибден и ванадий практически полностью растворяются в твердом растворе и не образуют дисперсных тугоплавких карбидов. Благодаря наличию свободного феррита в структуре такого наплавленного металла (порядка 20 % в стали 12X2МФ и 10 % в стали 15X3ГМФС) последний обладает высокой пластичностью. При электронно-микроскопических исследованиях тонкой структуры низкоуглеродистого наплавленного металла установлено, что структурно-свободному ферриту соответствуют гладкие участки реплик (рис. 2, а).

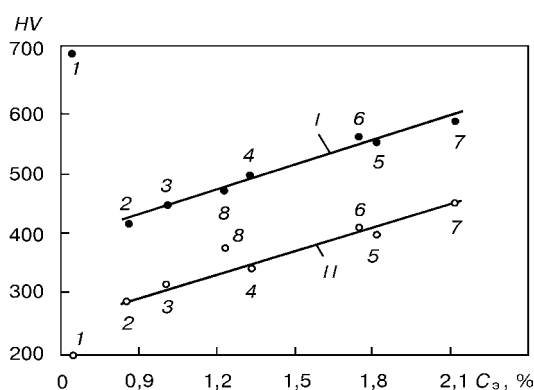


Рис. 1. Зависимость твердости наплавленного металла в исходном (I) и упрочненном (II) состояниях от углеродного эквивалента: 1 – 30ХГСА; 2 – 12X2МФ; 3 – 15X3ГМФС; 4 – 16X4ГМФС; 5 – 18X6ГМФС; 6 – 25X5ФМС; 7 – 35X7ГМФС; 8 – 20X2М2НФ

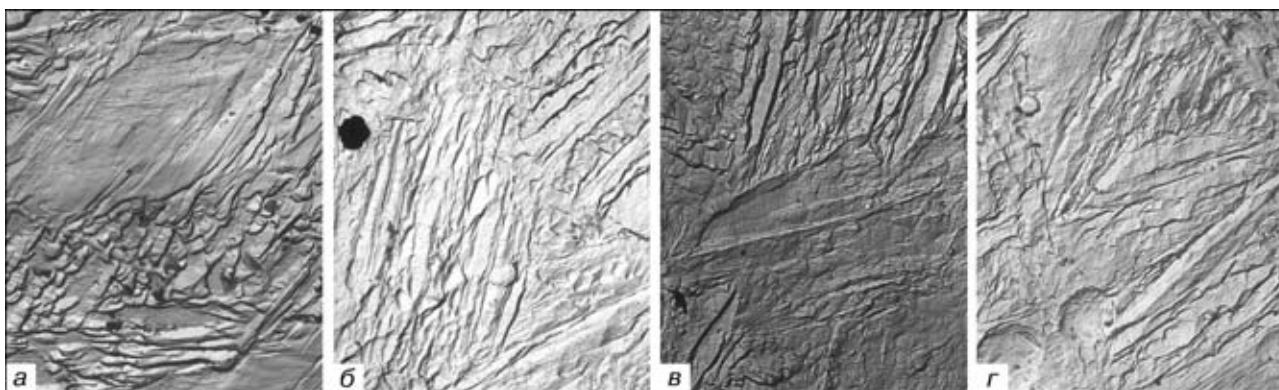


Рис. 2. Тонкая структура наплавленного металла в исходном состоянии ( $\times 3500$ ): а — 15X3ГМФС; б — 18X6ГМФС; в — 35X7ГМФС; г — 20X2М2НФ

С повышением содержания углерода и карбидообразующих элементов в наплавленном металле (16X4ГМФС, 18X6ГМФС) доля структурно-свободного феррита уменьшается до нуля, а дисперсность карбидных частиц увеличивается. Причем в стали 16X4ГМФС и, особенно, 18X6ГМФС карбидная фаза представлена как относительно крупными первичными карбидами  $Me_3C$  и  $Me_{23}C_6$  пластинчатой или глобулярной формы, так и более дисперсными вторичными карбидами  $Me_{23}C_6$ , выделившимися из пересыщенного твердого раствора в результате дисперсионного твердения при термоциклическом отпуске. Уже в стали 18X6ГМФС при большом увеличении четко наблюдается мартенситная основа — высокоотпущенный мартенсит-сорбит (рис. 2, б). Сохраняются отдельные вытянутые кристаллы-рейки, а границы между ними становятся извилистыми и несплошными. Карбиды расположены как в теле, так и на границах мартенситных кристаллов. Следовательно, можно сделать вывод, что нижний предел легирования Cr–Mo–V-наплавленного металла углеродом и карбидообразующими элементами, обеспечивающий протекание дисперсионного твердения в процессе многопроходной наплавки, соответствует составу 16X4ГМФС.

Дальнейшее увеличение содержания углерода, хрома, молибдена и ванадия в наплавленном металле способствует повышению твердости (рис. 1) и снижению пластичности [1]. С увеличением содержания углерода в  $\alpha$ -твердом растворе возрастает его устойчивость к распаду в процессе циклического отпуска, поэтому в конечной структуре наплавленного металла сохраняется мартенситная основа (так называемая «игольчатость» структуры [12]). Карбиды как первичные, так и вторичные выделяются преимущественно по границам действительного аустенитного зерна и мартенситных пакетов, что и является причиной снижения зернограницной прочности, охрупчивания и интеркристаллитного скола при динамическом и статическом разрушении [10]. В наибольшей степени это характерно для наплавленной стали 35X7ГМФС, у которой сохраняются после циклического отпуска крупные рейки мартенсита внутри пакета (рис. 2, в). Причем, наряду с реечным (пакетным) мартенситом наблюда-

ются кристаллы двойникового (пластинчатого) мартенсита. Наплавленная сталь 25X5ФМС также имеет структуру пакетного мартенсита [12], однако дисперсность мартенситных реек и пластичность ее выше. Таким образом, верхний предел легирования Cr–Mo–V-наплавленного металла, обеспечивающий сочетание высокой твердости и теплостойкости с достаточной пластичностью и трещиностойкостью, соответствует составу стали 25X5ФМС.

Наплавленная сталь 20X2М2НФ обладает высокой теплостойкостью [13] благодаря выделению в процессе дисперсионного твердения как карбидов  $Me_{23}C_6$ , так и более тугоплавких  $(Fe, Mo)_6C$ , что обусловлено повышенным содержанием молибдена и пониженным, по сравнению с другими составами, содержанием хрома. Устойчивость  $\alpha$ -твердого раствора к распаду в процессе отпуска способствует сохранению мартенситной основы, которая дополнительно упрочняется дисперсными выделениями вторичных карбидов (рис. 2, г). Частицы первичных и вторичных карбидов имеют округлую форму и располагаются преимущественно между кристаллами мартенсита, который, как и в стали 35X7ГМФС, имеет как пакетную, так и двойникованную морфологию.

Плазменная обработка Cr–Mo–V-наплавленного металла на оптимальных режимах без оплавления поверхностного слоя, рассчитанных по методике работы [14], для всех составов привела к образованию упрочненной зоны и повышению твердости. После упрочнения, как и в исходном состоянии, зависимость  $HV = f(C_э)$  имеет линейный характер для Cr–Mo–V-наплавленного металла в исследованных пределах изменения состава. Незначительное отклонение от этой зависимости для наплавленной стали 20X2М2НФ в исходном состоянии (точка 8 на рис. 1) можно объяснить, по-видимому, образованием при дисперсионном твердении не только карбидов  $Me_{23}C_6$ , но и более твердых карбидов  $Me_6C$ . После плазменного упрочнения, когда происходит практически полное растворение карбидной фазы [1, 3, 5], твердость такого наплавленного металла четко подпадает под линейную зависимость от  $C_э$  для данной системы легирования, т. е. определяется степенью насыщения твердого раствора углеродом и

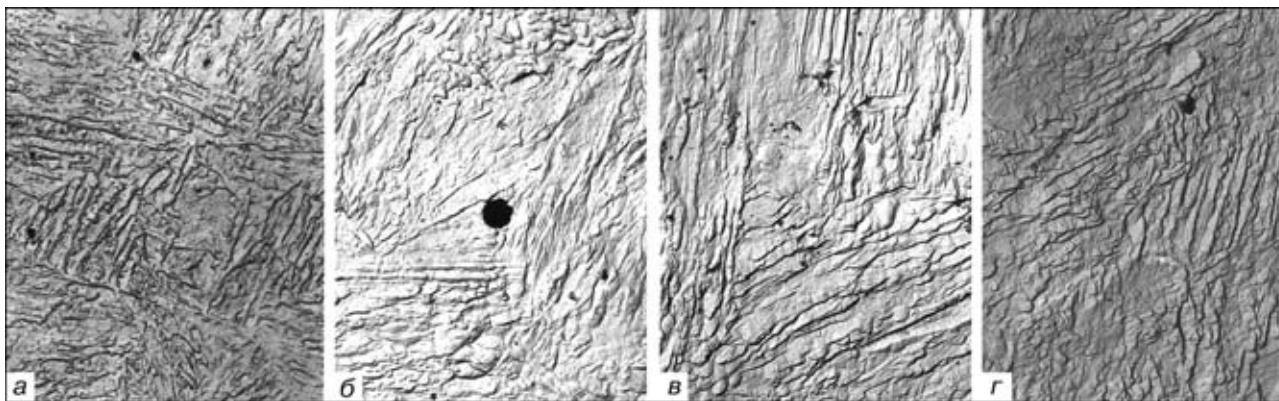


Рис. 3. Тонкая структура наплавленного металла после плазменного упрочнения ( $\times 3500$ ): а — 15X3ГМФС; б — 18X6ГМФС; в — 35X7ГМФС; г — 20X2М2НФ

легирующими элементами. Для сравнения на рис. 1 показана твердость наплавленной стали 30ХГСА в исходном и упрочненном состояниях [1]. Низколегированная сталь мартенситного класса 30ХГСА не содержит сильных карбидообразующих элементов, карбидная фаза представлена в ней только цементитом  $\text{Fe}_3\text{C}$ , сталь имеет низкую твердость в исходном состоянии, а после плазменной обработки твердость ее повышается в значительно большей степени (точка 1 на рис. 1). Это обусловлено насыщением высокодисперсной матрицы прежде всего углеродом. Твердость наплавленной стали 30ХГСА после упрочнения, как и углеродистых сталей [1], подпадает уже под другую зависимость — не от углеродного эквивалента, а от содержания углерода. Тонкая структура наплавленного металла после плазменного упрочнения показана на рис. 3.

Обработка наплавленного металла высококонцентрированной плазменной струей приводит к полной фазовой перекристаллизации и скоростной закалке с образованием высокодисперсной мартенситной структуры. Однако механизмы фазовых и структурных превращений в наплавленном металле исследованных составов имеют определенные различия.

Одной из наиболее важных особенностей поверхностного упрочнения высококонцентрированными источниками нагрева является резкое, на несколько порядков выше по сравнению с обычной термообработкой, увеличение скорости нагрева [1, 2]. Это приводит к измельчению зерна, сдвигу стадии  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в область высоких температур, наследованию дефектов кристаллического строения исходной структуры. При медленном нагреве имеющиеся в исходном металле внутренние напряжения релаксируют вследствие процесса полигонизации. С увеличением скорости нагрева из-за инерционности процессов перераспределения дислокационной структуры полигонизация в полном объеме не успевает произойти и уменьшение внутренних напряжений происходит вследствие рекристаллизации, приводящей к измельчению ферритных зерен. При последующем  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении образуется мелкозернистая аустенитная структура, которая после охлаждения переходит в

высокодисперсный мартенсит, обладающий повышенными механическими характеристиками.

Для составов сталей 12Х2МФ, 15Х3ГМФС и 16Х4ГМФС характерно образование в упрочненной зоне только недвойникового пакетного мартенсита (рис. 3, а). Реечный пакетный мартенсит является также основной структурной составляющей в упрочненной зоне наплавленных сталей 18Х6ГМФС (рис. 3, б) [5], 25Х5ФМС и 35Х7ГМФС (рис. 3, в), причем размер реек с ростом содержания углерода, хрома, молибдена, ванадия (т. е. с ростом углеродного эквивалента) вначале несколько увеличивается и далее не изменяется. Однако уже в структуре упрочненной наплавленной стали 18Х6ГМФС четко видны отдельные относительно крупные пластины игольчатого двойникового мартенсита, доля которого составляет порядка 15 %, и с ростом степени легирования увеличивается до 40 % в составе стали 35Х7ГМФС. В структуре упрочненной наплавленной стали 20Х2М2НФ также наблюдается пакетный реечный мартенсит и отдельные двойники (рис. 3, г), причем размер кристаллов значительно меньше, чем у сталей 18Х6ГМФС и 35Х7ГМФС, а также имеется большое количество дисперсных частиц вторичных карбидов.

Образование высокодисперсного мартенсита двойникованной морфологии в низкоуглеродистом  $\text{Cr-Mo-V}$ -наплавленном металле при плазменном упрочнении можно объяснить следующим образом. Морфология формирующегося мартенсита зависит от соотношения в аустените критических касательных напряжений, вызывающих скольжение и двойникование [15, 16]. С понижением температуры сопротивление скольжению быстро растет и, начиная с некоторой температуры, становится больше сопротивления двойникованию. Поэтому при более низких температурах мартенситного превращения  $M_n$  вероятнее формирование пластинчатого мартенсита, а при более высоких — пакетного. При скоростном охлаждении, в отличие от медленного при циклическом отпуске в процессе наплавки, объемы с разной концентрацией углерода будут закаливаться по-разному, а диапазон температур, в которых происходит мартенситное превращение,



**Таблица 2. Характеристики динамической трещиностойкости наплавленного металла**

Сталь	$K_C$ , МДж/м <sup>2</sup>		$K_{ID}$ , МПа·√м	
	в исходном состоянии	после упрочнения	в исходном состоянии	после упрочнения
12Х2МФ	0,47	0,51	31,3	34,0
15Х3ГМФС	0,46	0,48	29,5	33,2
16Х4ГМФС	0,44	0,47	28,8	33,0
18Х6ГМФС	0,42	0,48	28,2	32,5
25Х5ФМС	0,33	0,38	28,4	30,5
35Х7ГМФС	0,14	0,25	20,3	23,0
20Х2М2НФ	0,42	0,47	28,9	32,8

Примечание. Приведены средние значения для 10 образцов на «точку» исследований. Разброс значений не превышал ±10 %.

существенно расширяется [17]. При 350... 420 °С происходит превращение малоуглеродистого аустенита с образованием реечного пакетного мартенсита. С ростом концентрации углерода и легирующих элементов в твердом растворе Cr–Mo–V-наплавленного металла температура  $M_n$  снижается. Наиболее насыщенные углеродом кристаллы аустенита закаляются при температуре порядка 100 °С с образованием пластинчатого двойникового мартенсита. Получение неоднородного (по строению и составу) мартенсита в упрочненной зоне придает наплавленному металлу в некоторой степени свойства дисперсно-упрочненного композиционного материала с повышенным уровнем механических характеристик. Кроме морфологических особенностей мартенсита, другой важной причиной повышения свойств Cr–Mo–V-наплавленного металла при плазменном упрочнении является дисперсионное твердение в результате самоотпуска при скоростной закалке с выделением субмикроскопических частиц третичных карбидов внутри мартенситных кристаллов [5].

Характер изменения параметров динамической трещиностойкости Cr–Mo–V-наплавленного металла при плазменном упрочнении зависит от его состава. В табл. 2 приведены результаты испытаний образцов по методике работ [8, 9]. Нужно отметить, что наплавка по технологии, описанной в работе

[7], позволяет получить наплавленный металл достаточно высокой степени структурной и механической однородности.

Зависимость ударной вязкости  $K_C$  и динамического коэффициента интенсивности напряжений  $K_{ID}$  от состава Cr–Mo–V-наплавленного металла в исходном и упрочненном состояниях имеет сложный характер. Снижение трещиностойкости наплавленной стали 25Х5ФМС и, особенно, 35Х7ГМФС по сравнению с другими сталями можно объяснить повышением содержания углерода и, как следствие, увеличением доли мартенсита двойникованной морфологии. Это проявляется в реализации наряду с микровязким ямочным механизмом разрушения [1, 5] транскристаллитного скола для стали 25Х5ФМС и интеркристаллитного скола для стали 35Х7ГМФС (рис. 4, в) как преобладающих. В зоне плазменного упрочнения основным микромеханизмом разрушения этих сталей является квазискол (рис. 4, з). Металл с  $C_{\Sigma} = 0,8... 1,8\%$  как в исходном, так и в упрочненном состоянии разрушается преимущественно по микровязкому ямочному механизму (рис. 4, а, б). Однако для всех исследованных составов после плазменного упрочнения достигается более высокий уровень трещиностойкости, что обусловлено повышением дисперсности структуры, выделением субмикроскопических частиц карбидов, измельчением блоков и увеличением плотности дислокаций [1, 5]. При этом следует отметить, что в пределах  $C_{\Sigma} = 0,8... 1,8\%$  параметры трещиностойкости для исходного и упрочненного состояний, в отличие от твердости (см. рис. 1), менее чувствительны к увеличению содержания углерода и легирующих элементов. На повышение трещиностойкости при плазменном упрочнении положительно влияет и эффект торможения трещины на границе зоны плазменной закалки с исходным металлом [18].

Сопоставляя полученные результаты исследований с ранее установленными зависимостями для случая плазменной обработки инструментальных сталей [3], можно сделать заключение, что плазменная обработка Cr–Mo–V-наплавленного металла приводит к повышению его твердости и трещиностойкости благодаря действию зерно-

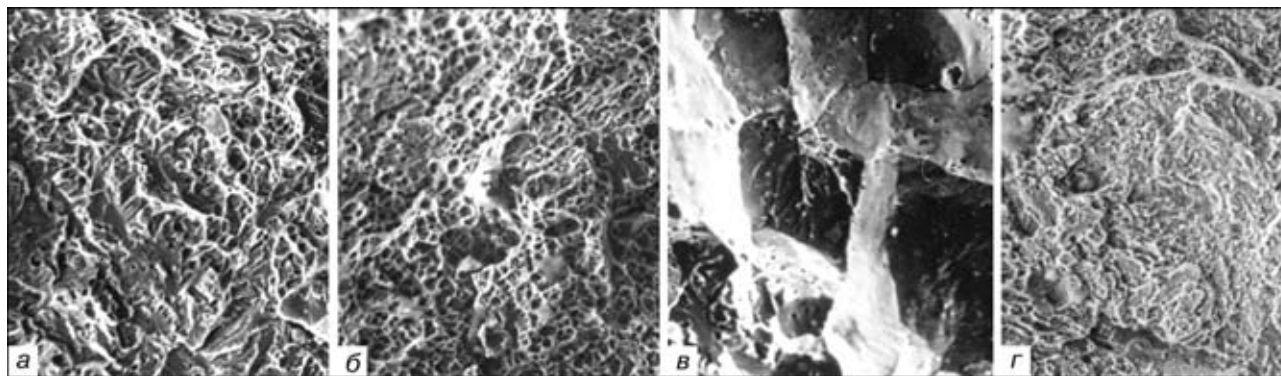


Рис. 4. Характер разрушения наплавленного металла (растровый электронный микроскоп РЭМ-200, X400): а, б – 16Х4ГМФС; в, з – 35Х7ГМФС; а, б – в исходном состоянии; в, з – после плазменного упрочнения



граничного механизма упрочнения (за счет измельчения мартенситной структуры), твердо-растворного (за счет растворения карбидов цементитного типа и большей части специальных карбидов), дислокационного [5], субструктурного и дисперсионного механизмов (за счет выделения частиц третичных карбидов в мартенсите в результате самоотпуска).

## Выводы

1. Нижний предел легирования Сг–Мо–V-наплавленного металла углеродом и карбидообразующими элементами, обеспечивающий протекание дисперсионного твердения в процессе многопроходной наплавки и высокий уровень свойств, характерен для стали 16Х4ГМФС. Верхний предел легирования, обеспечивающий сочетание высокой твердости и теплостойкости с достаточной пластичностью и трещиностойкостью, соответствует составу 25Х5ФМС.

2. Твердость Сг–Мо–V-наплавленного металла с увеличением углеродного эквивалента линейно возрастает как в исходном, так и в упрочненном состоянии. Трещиностойкость с увеличением  $C_3$  до 1,8 % снижается незначительно. При этом для всех исследованных составов ( $C_3 = 0,8...2,1$  %) трещиностойкость после плазменного упрочнения выше, чем в исходном состоянии, что связано с реализацией микровязкого ямочного механизма разрушения ( $C_3 \leq 1,8$  %) или квазискола ( $C_3 > 1,8$  %) в качестве преобладающих.

1. *Плазменное* поверхностное упрочнение / Л. К. Лецинский, С. С. Самотугин, И. И. Пирч, В. И. Комар. — Киев: Техніка, 1990. — 109 с.
2. *Петров С. В., Сааков А. Г.* Плазма продуктов сгорания в инженерии поверхности. — Киев: ТОПАС, 2000. — 220 с.
3. *Самотугин С. С.* Плазменная обработка инструментальных материалов // Автоматическая сварка. — 1996. — № 8. — С. 48–51.
4. *Самотугин С. С.* Вязкость разрушения твердых сплавов, упрочненных плазменной обработкой // Физика и химия обработки материалов. — 1997. — № 4. — С. 45–51.

5. *Структура* и трещиностойкость наплавленного металла 18Х6ГМФС после плазменного упрочнения / Л. К. Лецинский, С. С. Самотугин, В. М. Горичкий и др. // Автоматическая сварка. — 1996. — № 8. — С. 31–35.
6. *Материалы* и технология наплавки листопркатных валков / Л. К. Лецинский, К. К. Степнов, О. И. Новохацкая, В. Г. Бендик // Современные способы наплавки и их применение. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1982. — С. 29–35.
7. *Лаврик В. П., Лецинский Л. К., Бордюгов В. Н.* Повышение работоспособности деталей металлургического оборудования наплавкой двумя ленточными электродами // Достижения и перспективы развития сварочного производства. — М.: МДНТП, 1988. — С. 79–82.
8. *Методические* указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при динамическом нагружении. РД 50-344–87. — М.: Изд-во стандартов, 1987. — 52 с.
9. *Определение* характеристик трещиностойкости углеродистых сталей, упрочненных плазменной струей / С. С. Самотугин, Л. К. Лецинский, И. И. Пирч и др. // Заводская лаборатория. — 1985. — № 7. — С. 69–72.
10. *Гривняк И.* Свариваемость сталей / Пер. со словац. под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
11. *Коваленко В. С.* Лазерная технология. — Киев: Вища школа, 1989. — 280 с.
12. *Васильев В. Г., Кондратьев Н. А., Довженко В. А.* Структура наплавленного металла типа 25Х5ФМС // Автоматическая сварка. — 1968. — № 10. — С. 56–58.
13. *Домбровский Ф. С., Лецинский Л. К.* Работоспособность наплавленных роликов машин непрерывного литья заготовок. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1995. — 198 с.
14. *Оптимизация* режимов плазменной обработки инструмента / С. С. Самотугин, О. Ю. Нестеров, А. Г. Ярмацкий и др. // Сварочное производство. — 1998. — № 7. — С. 12–15.
15. *Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И.* Превращения в железе и стали. — М.: Наука, 1977. — 236 с.
16. *Новиков И. И.* Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 480 с.
17. *Кокора А. Н., Соболев Э. Н.* Физические особенности лазерного упрочнения сплавов // Физико-химические процессы обработки материалов высококонцентрированными потоками энергии. — М.: Наука, 1989. — С. 54–89.
18. *Самотугин С. С.* Особенности торможения разрушения в слоистых композиционных материалах, полученных наплавкой и поверхностной закалкой // Физика и химия обработки материалов. — 1998. — № 1. — С. 64–69.

Приазовский государственный технический университет,

Мариуполь

Поступила 02.04.2001