

УДК 620.1:66.017:669.14

А. В. Мовчан, С. И. Губенко, Е. А. Черноиваненко

**ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО
СПЛАВА Fe-V-C ПРИ ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИИ**

МОВЧАН Александр Владимирович – кандидат технических наук, Национальная металлургическая академия Украины, 49600, г. Днепр-5, пр. Гагарина, 4., р.т. 05623748078, м. т. 0951694719, e-mail: alvl.movchan@gmail.com; **ГУБЕНКО Светлана Ивановна** – доктор технических наук, профессор Национальная металлургическая академия Украины, р. т. 0562 3748 357, м. т. 0676300165, e-mail: sigubenko@gmail.com; **ЧЕРНОИВАНЕНКО Екатерина Александровна** – кандидат технических наук, доцент, Национальная металлургическая академия Украины, р.т. 05623748078, м. т 0505365467, e-mail: ekatmovchan@gmail.com

Исследованы закономерности фазовых и структурных превращений, происходящих при обезуглероживании высокоуглеродистого сплава Fe-V-C. Методом геометрической термодинамики и металлографическим анализом установлено эвтектическое превращение $L \rightarrow \gamma + VC$, сопровождающееся диффузным перераспределением карбидообразующего элемента впереди фронта кристаллизации. Обезуглероживание в жидко-твердом состоянии позволяет сформировать в приповерхностной зоне благоприятную структуру с волокнами VC, ориентированными перпендикулярно поверхности. Установлено, что последующее науглероживание предварительно обезуглероженного сплава системы Fe-V-C в особых условиях позволяет получить в поверхностном слое естественный композит высокой износостойкости.

Ключевые слова: система Fe-V-C, обезуглероживание, фронт кристаллизации, эвтектическое превращение, диффузия, геометрическая термодинамика.

ВВЕДЕНИЕ

Ванадий относится к группе элементов, которые образуют в сталях твердые тугоплавкие монокарбиды (TiC, ZrC, HfC, VC, NbC, TaC). Микротвердость карбида VC составляет около 2500 Н_μ² [1], в связи с этим стали, легированные ванадием, имеют высокую твердость и износостойкость. Кроме того, карбид VC достаточно хорошо растворяется в аустените при высоких температурах (рис. 1). Таким образом, стали с высокой концентрацией ванадия и углерода при соответствующей термической обработке (закалка с высоких температур и отпуск при температуре ~550°C) являются вторичнотвердеющими и теплостойкими. Однако, при традиционной технологии производства, такой материал содержит существенный структурный дефект – карбидную неоднородность, а карбиды имеют грубую дифференцировку. Самым распространенным способом устранения карбидной неоднородности является регламентированная ковка, процесс трудоемкий и не всегда дающий положительный результат.

Одним из способов получения на поверхности изделия равномерно распределенных дисперсных карбидов является цементация низкоуглеродистых высокованадиевых сталей. Кроме того, возможно использование фазовой реакции $\alpha \rightarrow \gamma + VC$ при науглероживании для формирования в поверхностном слое структуры естественного композита [3,

4]. Такая реакция осуществляется при условии, что изменяющийся по концентрации углерода состав сплава пересекает ферритный угол конодного треугольника $\alpha + \gamma + VC$ на изотермическом сечении диаграммы состояния Fe-V-C (пунктирная линия на рис. 1). Происходит совместный направленный рост аустенита и волокон VC, армирующих аустенитную матрицу. После закалки матрицы на мартенсит, за счет направленности армирующих карбидных волокон, поверхностный слой приобретает высокую износостойкость. Однако, как видно из диаграммы, для получения композита, поверхность должна иметь однофазную ферритную структуру, что возможно при концентрации углерода $\leq 0,05\%$ и ванадия в пределах 2,5-3,0%. Это требует применения специальных металлургических методов, а из-за высокой температуры ликвидус неизбежны значительные энергетические и материальные затраты.

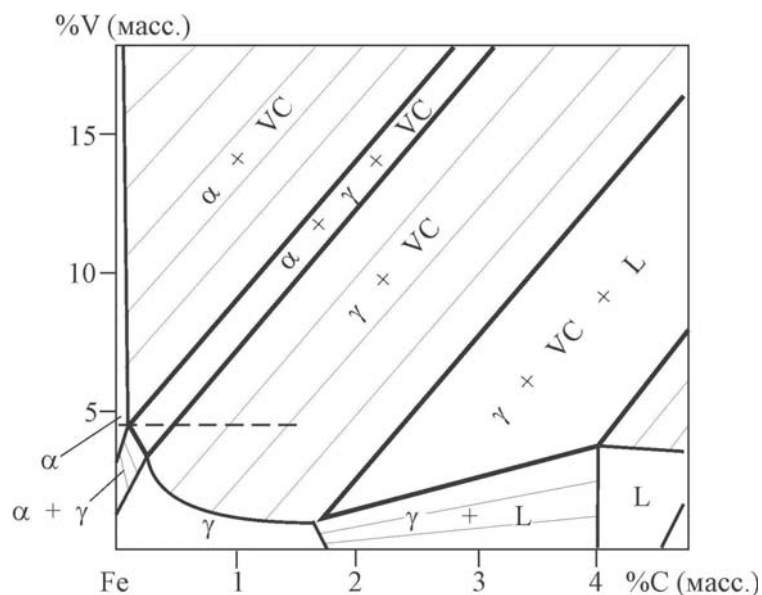


Рис. 1. Участок изотермического сечения диаграммы состояния Fe-V-C при 1200°C [2]

В качестве альтернативы можно предложить двухстадийную химико-термическую обработку. При таком способе производства получают заготовку изделия методом литья, далее поверхность обезуглероживают до гомогенного феррита, а затем науглероживают. Для улучшения литейных свойств в качестве исходного материала целесообразно использовать чугуны. Кроме того, в чугуне снижена дендритная ликвация и, следовательно, исходная карбидная неоднородность. Следовательно, представляет интерес структура сердцевинки обрабатываемого изделия.

Целью данной работы является исследование фазовых и структурных превращений при обезуглероживании высокованадиевого чугуна.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Опытный синтетический чугун изготавливали в печи сопротивления в инертной атмосфере на базе армкожелеза. Концентрация основных компонентов составила 3,3%С, 2,7%V, 0,035%Mn, 0,03%Si, 0,025%S, 0,015%P. Структура сплава в исходном состоянии представляет собой дендриты первичного

аустенита, ледебуритную эвтектику и включения VC (рис. 2). Обезуглероживание проводили в среде влажного водорода в инертной атмосфере. Фазовые и структурные превращения, протекающие при обработке, изучали с использованием методов оптической металлографии и геометрической термодинамики.

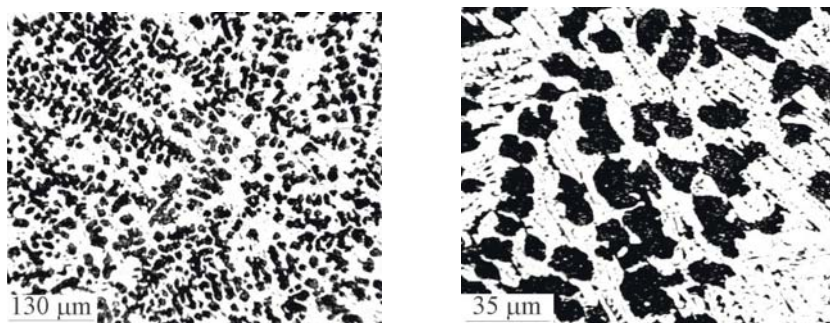


Рис. 2. Структура сплава в исходном состоянии

Обезуглероживание осуществляли в 2 этапа. Предварительно образцы обезуглероживали при температуре 1100°C, т. е. ниже температуры ликвидус, с целью формирования тугоплавкой оболочки. Через 1 час температуру повышали до 1200°C и обработку продолжали в жидко-твердом состоянии в течение 3-х часов, после чего ускоренно охлаждали.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура поверхности представлена на рис. 3а. Она состоит из феррита, в котором по мере увеличения концентрации углерода увеличивается количество включений VC. За феррито-карбидной зоной следует аустенито (мартенсито)-карбидная (рис.3б).

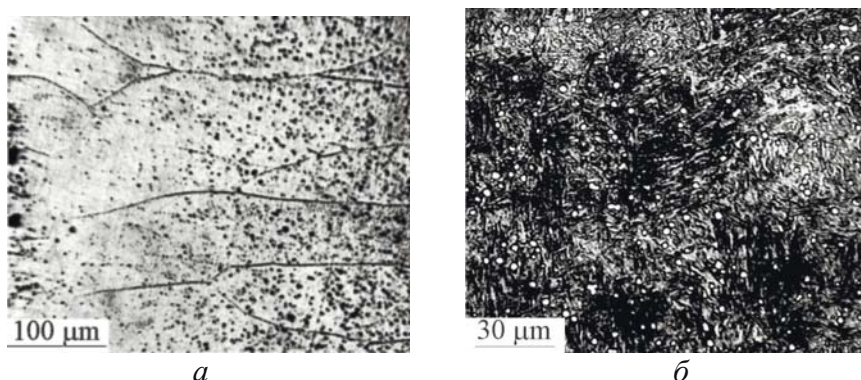


Рис. 3. Обезуглероживание при температуре 1100°C в течение 1 часа, 1200°C 3 часа. Структура приповерхностных зон

Для описания последовательности фазовых превращений, происходящих при обезуглероживании в жидко-твердом состоянии, воспользуемся изотермическим сечением диаграммы состояния Fe-V-C при температуре 1200°C (рис. 4).

Исходный состав опытного сплава соответствует точке а. При температуре обезуглероживания в сплаве такого состава в равновесии находятся 2 фазы – аустенит состава b и расплав состава с. Если согласиться с принятым

допущением, что на межфазных границах концентрации компонентов в сосуществующих фазах равны равновесным, то на границе аустенита и расплава имеет место разность концентраций основных компонентов $\Delta\%V^{\gamma-L}$ и $\Delta\%C^{\gamma-L}$. Обезуглероживание данного сплава приводит к кристаллизации аустенита, при которой ванадий из-за разности $\Delta\%V^{\gamma-L}$ перераспределяется в расплав. По причине высокой скорости диффузии в жидкости и конвективному массообмену, стационарный процесс не достигается, и состав расплава изменяется вдоль линии с-е на диаграмме. После достижения расплавом состава е, дальнейшее обезуглероживание ведет к одновременной кристаллизации аустенита состава d и карбида VC. Карбид растет в виде волокон, направленных вдоль направления потока углерода. Распределение карбидов хорошо наблюдаются на нетравленных микрошлифах, т. к. из-за своей высокой твердости карбид VC образует рельеф на полированной поверхности (рис. 5а).

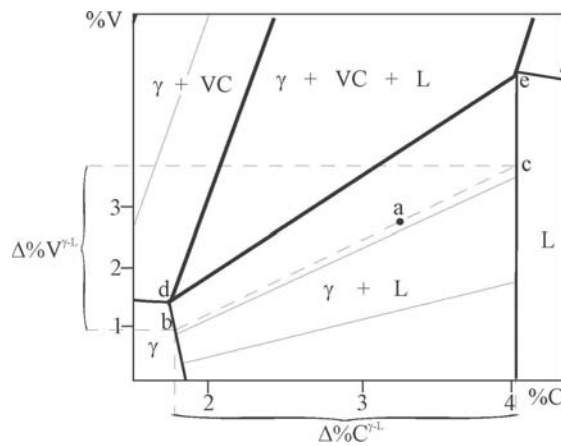


Рис. 4. Участок изотермического сечения диаграммы состояния Fe-V-C при температуре 1200°C в концентрационных границах исходного состава [2]

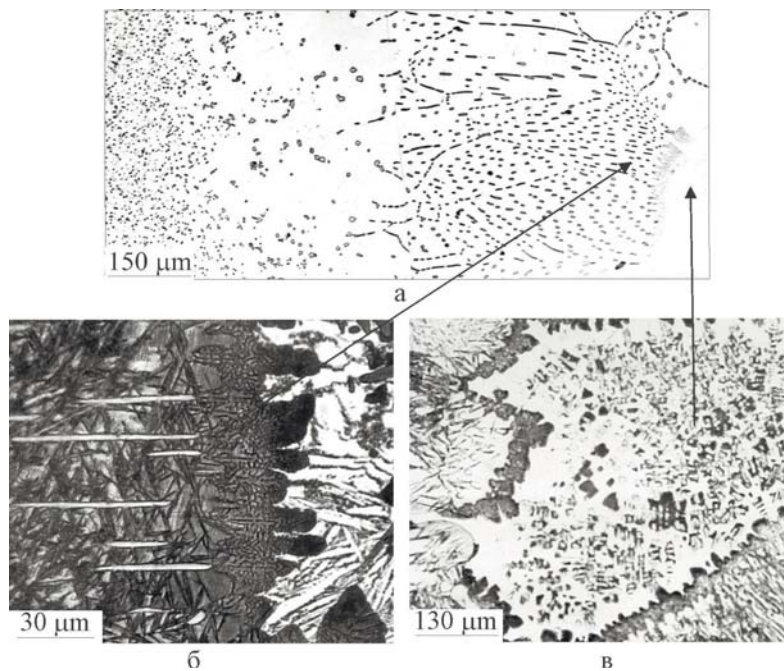


Рис. 5. Микроструктура диффузионной зоны

При трехфазной $L \rightarrow \gamma + VC$ кристаллизации компоненты сплава полностью перераспределяются продуктами превращения, и состав жидкости перед фронтом превращения в процессе роста не меняется. Аустенит и карбид растут кооперативно, подобно тому, как это происходит при эвтектической кристаллизации. Однако, в нашем случае, термодинамическим стимулом фазовой реакции $L \rightarrow \gamma + VC$ является не переохлаждение, а обеднение расплава углеродом. Структура колоний $\gamma + VC$ и остатка жидкости после охлаждения представлены на рис. 5 б, в соответственно.

ВЫВОДЫ

Обезуглероживание высокоуглеродистого сплава Fe-V-C позволяет получать ферритную структуру в поверхностном слое. Последующее науглероживание в особых условиях позволяет получить на поверхности естественный композит высокой износостойкости. При получении заготовок изделия методом литья повышается коэффициент использования материала. Использование в качестве исходного материала чугуна, с концентрацией углерода, близкой к эвтектической, уменьшает дендритную ликвацию и, следовательно, исходную карбидную неоднородность. Таким образом, если в поверхностном ферритном слое и сохраняются карбиды VC, они имеют морфологию равномерно распределенных дисперсных включений. Обезуглероживание в жидко-твердом состоянии позволяет сформировать в приповерхностной зоне благоприятную структуру с волокнами VC, ориентированными перпендикулярно поверхности. Полученные данные позволят более гибко управлять конечной структурой конкретных изделий, а, следовательно, удачно решать практические задачи улучшения технологических и эксплуатационных характеристик порошкового режущего инструмента.

Досліджені закономірності фазових і структурних перетворень, що відбуваються при зневуглецюванні високовуглецевого сплаву Fe-V-C. Методом геометричної термодинаміки і металографічним аналізом встановлено евтектичне перетворення $L \rightarrow \gamma + VC$, що супроводжується дифузним перерозподілом карбідоутворюючого елементу поперед фронтом кристалізації. Зневуглецювання в рідко-твердому стані дозволяє сформуванати в при поверхневому шарі сприятливу структуру з волокнами VC, орієнтованими перпендикулярно поверхні. Встановлено, що подальше навуглецювання попередньо зневуглецьованого сплаву системи Fe-V-C в особливих умовах дозволяє отримати в поверхневому шарі природний композит високої зносостійкості.

Ключові слова: система Fe-V-C, зневуглецювання, фронт кристалізації, евтектичне перетворення, дифузія, геометрична термодинаміка.

The regularities of phase and structural transformations during decarburization of a high-carbon Fe-V-C alloy were investigated. The eutectic transformation $L \rightarrow \gamma + VC$ is established by the method of geometric thermodynamics and metallographic analysis. That accompanied by a diffuse redistribution of the carbide-forming element ahead of the crystallization front. Decarburization in a liquid-solid state allows forming a favorable structure with VC fibers oriented perpendicular to the surface in the near-surface zone. It was established that the subsequent carburization of a pre-decarburized Fe-V-C alloy under special conditions makes it possible to obtain in the surface layer a natural composite with high wear resistance.

Key words: Fe-V-C system, decarburization, crystallization front, eutectic transformation, diffusion, geometric thermodynamics.

1. *Андрієвський Р. А.* Прочность тугоплавких соединений /Р.А.Андрієвський, А.Г. Ланин, Г.А. Ромашевський. –М.: Металлургия, 1974. 232 с.
2. *Huang.W. A.* Thermodynamic Evaluation of the Fe-V-C System / W. Huang.– Z. Metallkd., 1991 (82), 391 p.
3. *Мовчан В. І.* Рост карбидних волокон при дифузійному науглероживанні залізних сплавів / В. І. Мовчан, Л .Г. Педан, В. П. Герасименко // МиТОМ. – 1983. – №9. – С. 19-21.
4. *Гавриленко В. М.* Струєння аустеніто-карбидних колоній в науглерожених сплавах Fe-V /В. М. Гавриленко, В. П. Герасименко, В. І. Мовчан // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. – №3. – С. 71-73.