

О КАРБИДООБРАЗОВАНИИ В МЕТАЛЛЕ ШВА ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ И НАПЛАВКЕ

Кривоносова Е.А.¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия (614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29), katerinakkkk@mail.ru

Выявлены основные закономерности карбидообразования в наплавленных проволокой Св11Х11Н2В2МФ слоях на сталь 12Х18Н10Т, дающие принципиальную возможность управления свойствами наплавленной стали путем изменения скорости ее охлаждения в области определенных температурных интервалов. При охлаждении наплавленных слоев из жидкого состояния возможны две зоны термодинамической стабильности карбидов в ней: в двухфазной области кристаллизации и при температурах ниже 873 К (для W₂C). Получены следующие максимальные температуры устойчивости карбидов в данной стали: W₂C – 873 К, V₂C – 735 К, Cr₂₃C₆ – 539 К, Mo₂C – 464 К. Управляя охлаждением стали в определенных температурных интервалах, возможно получить наплавленную сталь с повышенными свойствами, которые объясняются выделением карбидов в ней. Полученные результаты вносят уточнение в понимание теории оптимального легирования стали.

Ключевые слова: высоколегированные стали, карбидообразование, температура устойчивости карбидов, упрочнение.

ABOUT CARBIDE IN WELD METAL IN FUSION WELDING AND SURFACING

Krivososova E.A.¹

¹Perm national research polytechnic university, Russia, Perm, 614990, Komsomolsky Av. 29, katerinakkkk@mail.ru

The main patterns of carbide in the weld wire Sv11H11N2V2MF layers on steel 12Cr18Ni10T giving fundamentally the ability to control properties of the weld steel by altering its rate of cooling in certain temperature intervals. Clad layers during cooling from the liquid state there are two possible thermodynamic stability zone carbides therein: a two-phase crystallization at temperatures below 873 K (for W₂C). Obtained the following maximum temperature stability of carbides in the steel: W₂C – 873 K, V₂C – 735 K, Cr₂₃C₆ – 539 K, Mo₂C – 464 K. By controlling the cooling steel in certain temperature intervals may receive weld steel with improved properties, which are explained by the precipitation of carbides therein. The results obtained make refinements tion to the understanding of the theory of optimal steel alloying.

Keywords: high-alloy steels, carbide, temperaturv stability carbides, hardening.

Введение

При исследовании механических свойств наплавленных слоев проволокой Св11Х11Н2В2МФ на сталь 12Х18Н10Т, используемых при ремонте изделий авиационного моторостроения, замечено, что с уменьшением скорости охлаждения слоя возрастает его твердость. Кроме того, зафиксировано упрочнение стали того же типа при термообработке поверхности плазменными методами.

На основе традиционных представлений о механизме упрочнения сталей причину этого явления объяснить не удастся. В качестве рабочей гипотезы можно предположить, что повышение твердости обусловлено выделением и ростом мелкодисперсных включений, т.е. проявлением эффекта дисперсионного упрочнения.

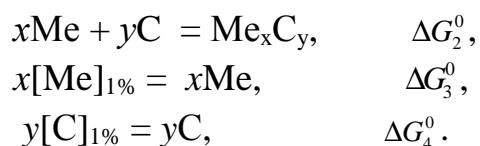
Из известных положений теории металлургических процессов при сварке выделим следующие:

- сварной шов при сварке плавлением формируется, в первую очередь, по законам первичной кристаллизации сплавов;
- сплавы кристаллизуются в интервале температур, причем жидкая фаза по мере кристаллизации металла обогащается легирующими элементами, коэффициент распределения которых меньше 1;
- если составляющие сплава могут образовывать соединения, то в двухфазной области кристаллизации могут создаваться условия для их выделения;
- фазовый состав и, следовательно, механические свойства начинают формироваться именно в двухфазной области кристаллизации;
- протяженность двухфазной области по температуре может увеличиваться с ростом скорости охлаждения сплава;
- соединения, выделение которых термодинамически вероятно только при низких температурах, могут появиться при повышенной температуре в последних порциях жидкой фазы; причем при понижении температуры они могут оказаться термодинамически неустойчивыми в определенной области температур после кристаллизации [1; 10];
- скорость образования и роста включений в жидкой фазе при любых лимитирующих стадиях значительно (на несколько порядков) превосходит скорость растворения их в твердой фазе. Поэтому можно предполагать, что включение, образовавшееся в двухфазной зоне кристаллизации, не успевает раствориться в твердой фазе и может служить зародышем для роста в температурной зоне его устойчивости [6; 7; 11].

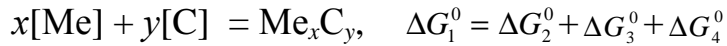
Материалы и методы исследования

Исследовали металл сварного шва стали 12X18H10T при ручной дуговой сварке покрытыми электродами рутилового типа и наплавленный металл при наплавке на ту же сталь проволокой Св11Х11Н2В2МФ. Моделирование процесса карбидообразования строили по традиционным алгоритмам термодинамики и известным положениям теории металлургических процессов при сварке. Для подтверждения модельных результатов применяли металлографический анализ структуры швов на микроскопе МИМ-8 с обработкой изображения в программе «ВидеоТест – Металл 1.0».

В наплавленных слоях возможно образование карбидов W, Cr, Mo, V. Для оценки температур, ниже которых в данной стали термодинамически вероятно выделение карбидов, рассмотрены следующие реакции:



Сумма их дает реакцию в расплаве:



С использованием данных работ [1; 8] получены константы равновесия для образования карбидов в стали:

$$\lg K_{\text{W}_2\text{C}} = \frac{2210}{T} - 1,577,$$

$$\lg K_{\text{MoC}} = \frac{3563}{T} - 5,895,$$

$$\lg K_{\text{V}_2\text{C}} = \frac{4421}{T} - 5,448,$$

$$\lg K_{\text{Cr}_{23}\text{C}_6} = \frac{23872}{T} - 54,645.$$

В общем виде для равновесия Me_xC_y с Me и C в стали можно записать:

$$\lg K_{\text{Me}_x\text{C}_y} + y \lg [\text{C}] + x \lg [\text{Me}] + y \lg f_{|\text{C}} + x \lg f_{|\text{Me}} = 0,$$

где [C], [Me] – содержание углерода и легирующего в стали, % масс, f_i – коэффициент активности элемента i в стали.

Для температуры T :

$$\lg f_{i,T} = \frac{1873}{T} \cdot \sum_1^n e_{i,1873}^j \cdot [\%j],$$

где $\frac{1873}{T}$ – температурный коэффициент по теории регулярных растворов; i – углерод или металл карбида; j – легирующие стали, % мас.; $e_{i,1873}^j$ – коэффициент взаимодействия j и i при 1873 К [1].

Результаты исследования и их обсуждение

Получены следующие максимальные температуры устойчивости карбидов в данной стали: W_2C – 873 К, V_2C – 735 К, Cr_{23}C_6 – 539 К, Mo_2C – 464 К.

Температуру начала выделения карбидов в двухфазной области кристаллизации оценили для условий быстрого охлаждения на базе диаграммы состояния Fe-C. Приняли, что средний состав твердой фазы по углероду из-за заторможенности диффузионных процессов

в ней при температуре равновесного солидуса (1773 К) равен среднему арифметическому от содержания углерода в первых кристаллах сплава (1809 К, 0,001% С) и в кристаллах, выделяющихся при 1773 К (0,1% С). При этом состав жидкой фазы в условиях интенсивного ее перемешивания приняли равновесным. Салидус двухфазной области представили прямой, проведенной через точки (1809 К, 0,001% С) и (1773 К, 0,1% С). Долю жидкой фазы q , найденную по правилу отрезков в зависимости от температуры для принятых условий, аппроксимировали выражением

$$q_{\text{ж}} = \left(\frac{T - 1738}{71} \right)^4.$$

Содержание элемента i в жидкой фазе в двухфазной области кристаллизации определили по известной формуле:

$$[\% i] = [\% i]_0 \cdot q_{\text{ж}}^{\kappa_i - 1},$$

где κ_i – коэффициент распределения элемента i между твердым и жидким железом; $[\% i]_0$ – содержание элемента i в исходной жидкой фазе.

Расчетная формула для равновесия карбида в жидкой фазе двухфазной области имеет вид:

$$\lg K_{\text{Me}_x\text{C}_y} + y \lg([\text{C}] \cdot q_{\text{ж}}^{\kappa_{\text{C}} - 1}) + x \lg([\text{Me}] \cdot q_{\text{ж}}^{\kappa_{\text{Me}} - 1}) + \\ + y \cdot \frac{1873}{T} \cdot \sum_1^n (e_{\text{C}}^j \cdot [\% j] \cdot q_{\text{ж}}^{\kappa_j - 1}) + x \cdot \frac{1873}{T} \cdot \sum_1^n (e_{\text{Me}}^j \cdot [\% j] \cdot q_{\text{ж}}^{\kappa_j - 1}) = 0$$

Приняв коэффициенты распределения $K_{\text{C}} = 0,13$, $K_{\text{W}} = K_{\text{Cr}} = 0,95$, $K_{\text{Mo}} = 0,7$ [9] и $K_{\text{V}} = 0,8$, e_i^j по работе [1], получили, что в условиях наплавки карбид вольфрама W_2C термодинамически устойчив в двухфазной области в интервале $1778 - T_{\text{сол}}$. (при доле жидкой фазы $q \leq 0,1$), карбид молибдена Mo_2C – в интервале $1749 - T_{\text{сол}}$. (при $q \leq 6 \cdot 10^{-4}$). $T_{\text{сол}}$, оцененная для условий быстрого охлаждения, равна 1738 К.

При медленном охлаждении область устойчивости W_2C в данных наплавленных слоях оценена по результатам вычислений интервалом 1790 – 1773 К. При этом доля жидкой фазы q условно определялась по равновесной диаграмме Fe-C.

Полученные результаты свидетельствуют, что карбиды в наплавленных слоях 11ХН2В2МФ могут выделяться в двухфазной области первичной кристаллизации, когда в определяющей мере формируются свойства наплавленного металла. При температурах ниже температуры солидуса карбиды теряют термодинамическую устойчивость, приобретая ее вновь при температурах ниже температуры термодинамической разрешимости их выделения в твердом состоянии.

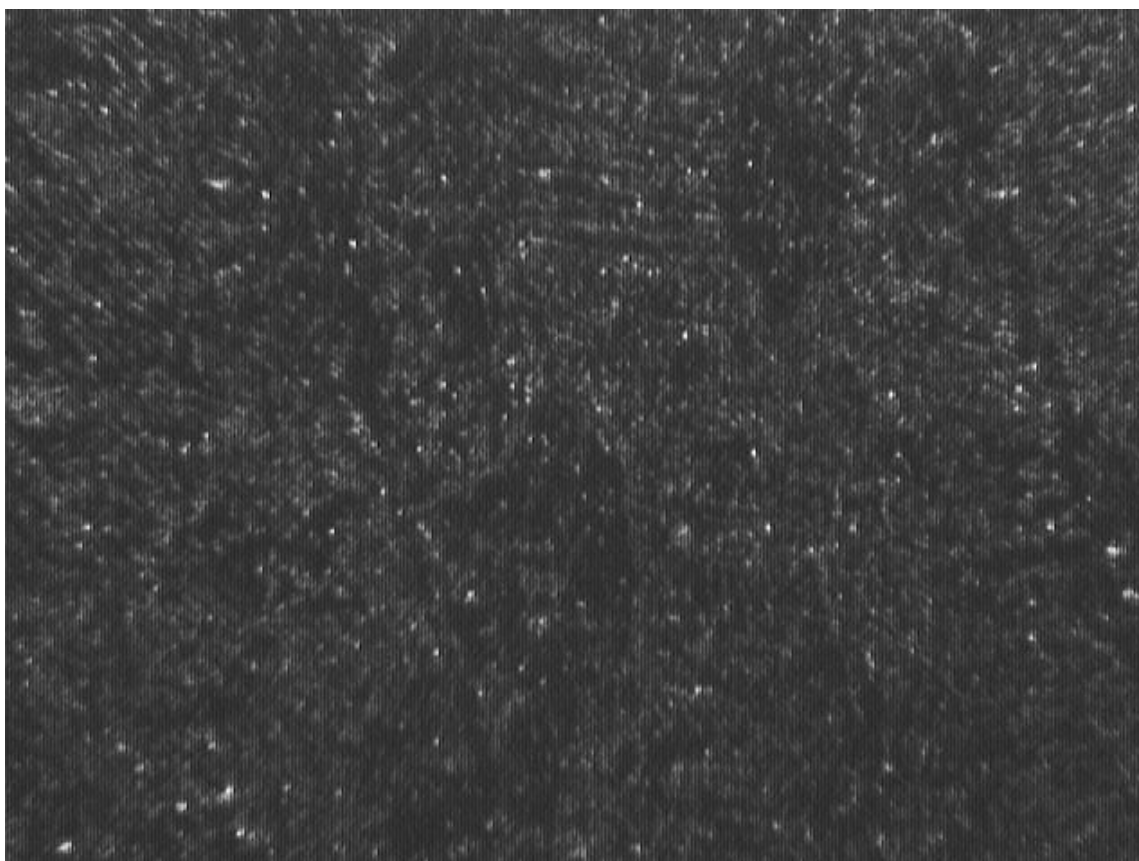


Рис. 1. Карбидные включения в металле сварного шва высоколегированной стали, х900

Так, по нашим расчетам, например, карбид W_2C при охлаждении рассматриваемой стали может выделяться в интервале 1778–1738 К, в интервале 1738–873 К возможен процесс его растворения в твердой фазе, а при температуре ниже 873 К вновь возможен рост его частиц. Полученные выводы согласуются с данными работ [2; 3; 11; 12] по фазообразованию в сварных швах углеродистых и низколегированных сталей, а также работ [4-7] по изучению карбидообразования в сварных швах высоколегированных сталей при сварке покрытыми электродами, где показана возможность образования карбидных и карбонитридных частиц в условиях температурного цикла сварки. На рис. 1 идентифицированы наиболее крупные из

карбидных включений (белые светящиеся точки при наблюдении в поляризованном свете) в металле сварного шва при ручной дуговой сварке электродами рутилового типа.

Выводы

Выявленные теоретически закономерности поведения карбидов дают принципиальную возможность управлять свойствами наплавленной стали, изменяя скорость ее охлаждения в области определенных температурных интервалов. Так, при замедленном охлаждении ниже 873 К сталь может оказаться более твердой, чем при быстром. Этим может объясняться отмеченный выше необычный экспериментальный факт.

Таким образом, при охлаждении наплавленных слоев из жидкого состояния возможны две зоны термодинамической стабильности карбидов в ней: в двухфазной области кристаллизации и при температурах ниже 873 К (для W_2C).

Управляя охлаждением стали в определенных температурных интервалах, возможно получить наплавленную сталь с повышенными свойствами, которые объясняются выделением карбидов в ней. Полученные результаты вносят уточнение в понимание теории оптимального легирования стали.

Список литературы

1. Григорян В.А., Стомахин А.Я., Пономаренко А.Г и др. Физико-химические расчеты в теории электросталеплавильных процессов. - М. : Металлургия, 1989. - 284 с.
2. Кривоносова Е.А., Язовских В.М., Уточкин В.В., Шумяков В.И. Математическая модель кинетики роста частиц нитрида титана в сварном шве // Сварочное производство. - 2002. – N 7. - С. 24-28.
3. Кривоносова Е.А., Язовских В.М., Рудакова О.А., Встовский Г.В. Влияние режима сварки на структуру и свойства зоны термического влияния сталей с карбонитридным упрочнением // Тяжелое машиностроение. - 2009. – N 7. - С. 23-27.
4. Кривоносова Е.А., Саломатова Е.С., Рудакова О.А. Влияние состава электродного покрытия на процессы структурообразования в сварных швах высоколегированных сталей // Машиностроение, материаловедение. Вестник ПГТУ. - 2010. - № 1. – Т. 12. - С. 103-108.
5. Кривоносова Е.А., Рудакова О.А., Саломатова Е.С., Горчаков А.И. Структурные особенности деформирования сварных швов высоколегированных сталей // Сварка и диагностика. - 2011. - № 3. - С. 14-17.
6. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А. Кинетика образования карбидных фаз титана и ниобия в сварном шве высоколегированных сталей // Известия Самарского научного центра РАН. - 2013. – Т. 15. - № 4 (2). - С. 367-370.

7. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А. Моделирование кинетики роста частиц карбидных фаз в сварном шве высоколегированных сталей // Сварочное производство. - 2013. - № 6. - С. 4-6.
8. Куликов И.С. Термодинамика карбидов и нитридов. – Челябинск : Metallurgiya, 1988. - 320 с.
9. Лебедев Б.В. Расчеты в теории сварочных процессов. – Киев : НКВТО, 1992. - 320 с.
10. Стомахин А.Я. К вопросу об оптимальном легировании стали нитридообразующими элементами // Известия вузов. Черная металлургия. - 1979. - № 1. - С. 47 – 51.
11. Krivonosova E.A., Yazovskikh V.M., Utochkin V.V., Shumyakov V.I. Mathematical model of the kinetics of growth of titanium nitride particles in a welded joint // Welding International. - 2002. - Vol. 16. - Iss. 12. - P. 974-977.
12. Krivonosova E.A., Sinkina E.A., Gorchakov A.I. Effect of the type of electrode coating on the corrosion resistance of weld metal in 08Cr18Ni10Ti steel // Welding International. - 2013. - V. 27. - Iss. 6. - P. 489-492.

Рецензенты:

Беленький В.Я., д.т.н., профессор, декан МТФ, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь.

Щицын Ю.Д., д.т.н., профессор, зав. кафедрой СпИТКМ, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь.