

5. Хомченко, А.В. Измерение спектров поглощения тонких пленок волноводным методом // Известия РАН, серия физическая. – 2016. – Т. 80. – № 4. – С. 471–476.

6. Сотский, А.Б. Теория оптических волноводных элементов / А.Б. Сотский. – Могилев : МГУ им. А.А. Кулешова, 2011. – 456 с.

А.С. Чаус, М. Брачик

Словацкий технический университет, Трнава, Словакия

МОДИФИЦИРОВАННЫЕ БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ

Введение

При производстве отливок из подавляющего большинства литейных сплавов обработка расплава модифицирующими добавками является практически стандартным технологическим приемом повышения качества и технико-экономических показателей литых изделий, включая литой режущий инструмент, изготовленный из быстрорежущих сталей [1–5]. Выполненная теоретическая оценка модифицирующего потенциала различных элементов [1] показала, что с точки зрения таких критериев как разность между температурой плавления, поверхностной энергией, удельной теплотой сублимации, энтропией в стандартном состоянии, статистическим обобщенным моментом, полным потенциальным барьером электронов железа и модификатора соответственно, потенциально наиболее перспективными поверхностно-активными модификаторами являются Bi , Ca , Sr , Sn , Sb , Cd , Mg , а инактивными – Ti , Zr , Hf , Nb , Ta и V .

1. Модифицирование литых быстрорежущих сталей

Экспериментальная оценка модифицирующего эффекта элементов была выполнена с установлением корреляционных связей между структурными параметрами и механическими свойствами сталей в интервалах концентраций, мас. % [1, 5, 6–9]: 0,05 – 0,1 – 0,3 – 0,6 для Zr и Bi ; 0,1 – 0,3 – 0,6 – Nb , Ti , Ge , Ni , $SiMM$, Y и Cd ; 0,1 – 0,3 – 0,6 – 1,0 – V ; 0,1 – 0,3 – 0,6 – 1,2 – $FeCe$ и 0,4 – 0,8 – 1,2 – Si .

Металлографический анализ выявил четкую зависимость первичной структуры вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей от природы модификаторов [1]. Формирование типичной дендритной структуры при введении ПАЭ объясняется их сегрегацией на определенных атомно-кристаллографических плоскостях зарождающихся дендритов, что приводит к избирательному росту

кристаллов. Модифицирующий эффект инактивных элементов прежде всего связан с увеличением числа дополнительных центров кристаллизации, роль которых, как показали результаты микроскопических и электронно-зондовых исследований, выполняют химические соединения этих элементов с углеродом или азотом [7]. Как следствие, образуются первичные кристаллы твердого раствора преимущественно равноосной или чуть вытянутой формы.

Механизм влияния ПАЭ проиллюстрирован на примере V_i [5]. Формирование типичной дендритной структуры при его введении объясняется сегрегацией V_i на определенных атомно-кристаллографических плоскостях зарождающихся кристаллов, что приводит к их избирательному и замедленному росту. В результате происходит очень сильное измельчение зерен металлической основы стали. Помимо этого V_i оказывают прямое модифицирующее воздействие на эвтектику, карбиды которой при кристаллизации подвергаются барьерному эффекту с его стороны. Как следствие, у модифицированной стали формируется очень тонкая эвтектика [5]. Поскольку давление паров V_i при температуре плавления является самым низким среди металлов [10], предполагается, что именно это способствует более интенсивной дегазации и рафинированию стали за счет пузырькового механизма обработки расплава [5].

Особенности первичной структуры в совокупности с рафинирующим эффектом наследуются после полной термической обработки (ТО) и определяют высокий уровень механических характеристик модифицированных сталей. Прежде всего, следует отметить повышенные показатели ударной вязкости, обусловленные в первую очередь высокой степенью дисперсности структуры и чистоты сталей, модифицированных V_i . Однако особую роль в повышении ударной вязкости играет и изменение состава эвтектических карбидов под влиянием V_i – за счет уменьшения степени их легированности происходит сглаживание в различии коэффициентов термического расширения матрицы и карбидов, что снижает вероятность зарождения микротрещин при литье и ТО [5].

Очень важным моментом, с точки зрения объяснения высокой ударной вязкости стали, является поведение V_i на завершающей стадии ТО. Вследствие диффузионного перемещения V_i при температуре аустенитизации, происходит «очистка» границ зерен, в результате чего распределение V_i в стали после ТО становится однородным и не превышает уровня фона. Как следствие, разрушение стали, модифицированной V_i , является более вязким по сравнению с базовой. Заметное улучшение износостойкости при модифицировании V_i объясняется, с одной стороны, высокой степенью дисперсности и текстурированностью структуры, с другой – созданием эффекта внутренней смазки, что уменьшает интенсивность абразивного изнашивания стали в условиях сухого трения скольжения.

Модифицирующий эффект инактивных элементов, как было отмечено выше, связан с увеличением числа дополнительных центров кристаллизации,

роль которых, как показано на примере Ti выполняют его карбиды [7]. Измельчение зерен металлической основы и карбидной составляющей наряду с рафинирующим эффектом вызывает улучшение ударной вязкости стали, о чем свидетельствуют и фрактограммы. По мере увеличения добавки Ti этот эффект ослабевает, что связано с возрастанием в структуре стали объемной доли избыточных карбидов высокой твердости. С одной стороны, это оказывает положительное влияние на износостойкость стали, но, с другой – способствует снижению твердости и теплостойкости стали за счет связывания углерода в карбидах TiC и одновременного обеднения матрицы углеродом, что подтверждают результаты измерения микротвердости матрицы и физического уширения стали [7].

Самое радикальное влияние на формирование структуры литых быстрорежущих сталей оказывает бор, который по теплоте плавления и поверхностной энергии относится к ПАЭ, а по другим критериям – является самым сильным инактивным модификатором [1]. По мере увеличения концентрации В в стали резко возрастает объемная доля избыточных фаз и при ТО происходит существенное изменение их морфологии, обусловленное изменением фазового состава, а именно, исчезновением карбида M_6C и появлением в структуре сплавов карбоборида $M_{23}(B,C)_6$. При этом происходит перераспределение легирующих элементов между избыточными фазами и металлической основой, а также внутри самих фаз, что в совокупности оказывает существенное влияние на служебные свойства сплавов [9]. Показано, что В вызывает наиболее сильное повышение твердости, теплостойкости и износостойкости БС, а с другой стороны, способствует некоторому ухудшению ударной вязкости за счет формирования грубой карбоборидной сетки по границам зерен твердого раствора и увеличения степени загрязненности стали неметаллическими включениями. Изломы и изношенные поверхности образцов стали отражают эти закономерности [9].

Особого внимания заслуживает использование в качестве инокулирующих добавок порошковых материалов с высокой температурой плавления [11–13]. Добавки чистого W, диборида титана, карбида вольфрама и некоторых других соединений способствуют измельчению структуры металлической основы и карбидной составляющей, улучшению морфологии и характера распределения избыточных фаз литых быстрорежущих сталей, что наследуется после полной термической обработки [13, 14–15]. Вышеописанные структурные изменения обеспечивают соответствующее повышение механических свойств и, прежде всего, ударной вязкости стали [13]. Модифицирующий эффект данного рода модификаторов проиллюстрирован на примере порошковых добавок чистого W и его карбида WC.

Металлографический анализ и результаты статистической обработки снимков микроструктур исследуемых сталей показали, что модифицирование W, независимо от вида добавки, способствует не только измельчению первичных зерен матрицы, но и изменению их морфологии, а именно переходу от типичной дендритной структуры, наблюдаемой у базовой стали, к так называемой равноосной у модифицированных сталей [12, 13]. Выше описанные изменения первичной структуры матрицы модифицированных сталей могут быть объяснены, в первую очередь, увеличением количества дополнительных центров кристаллизации в расплаве, которыми, предположительно, служат либо выделяющиеся первыми из расплава частицы высокотемпературных карбидов, расположенные после затвердевания расплава в центре отдельных первичных зерен матрицы, или же микрообъемы расплава с повышенной локальной концентрацией атомов вольфрама вследствие растворения там добавок модификатора [12].

Еще одной характерной особенностью микроструктуры матрицы модифицированных сталей является практически отсутствие δ -эвтектоида, присутствующего в микроструктуре базовой стали [13], что косвенно свидетельствует об изменении кинетики фазовых превращений на стадии первичной кристаллизации расплава под воздействием введенных модифицирующих добавок.

Модифицирование как чистым W, так и его карбидом оказывает заметное влияние на формирование карбидной составляющей эвтектического происхождения. Если в микроструктуре базовой стали при эвтектической кристаллизации расплава преимущественно формируется эвтектика со стержневой морфологией на базе карбида M_2C , в то время как количество выделившейся эвтектики скелетообразного типа на базе карбида M_6C является меньшим даже по сравнению с ванадиевой эвтектикой на базе карбида ванадия типа MC , то у модифицированных сталей наблюдается совершенно иная картина. Прежде всего, следует подчеркнуть факт отсутствия ванадиевой эвтектики во всех модифицированных W сталях и непрерывное нарастание доли скелетообразной и, соответственно, уменьшение доли стержневой эвтектики по мере увеличения количества добавок обоих модификаторов, вводимых в расплав [12]. При этом эвтектические колонии экспериментальных сталей вследствие измельчения зерен металлической основы и увеличения протяженности их границ становятся меньших размеров, а сама сетка эвтектических карбидов по границам первичных зерен стальной матрицы более разорванной и тонкой. Особенности первичной структуры наследуются после полной термической обработки [14, 15] и определяют абсолютный уровень механических характеристик литых быстрорежущих сталей, подвергнутых модифицированию и термической обработке [12].

Заключение

Модифицирование быстрорежущих сталей вызывает существенные изменения микроструктуры стальной матрицы и карбидной составляющей как эвтектического, так и первичного происхождения. Под воздействием различных модификаторов происходит измельчение первичных зерен матрицы и переход от типичного дендритного строения матрицы у базовых сталей к микроструктуре с преимущественно равноосной морфологией у модифицированных сталей. Вследствие измельчения первичных зерен матрицы и увеличения протяженности их границ сетка эвтектических карбидов по границам первичных зерен стальной матрицы становится более разорванной и тонкой и одновременно происходит уменьшение размеров отдельных эвтектических колоний. Структурные изменения под воздействием модификаторов наследуются после полной термической обработки литых быстрорежущих сталей и определяют уровень финальных механических свойств.

Литература

1. Chaus, A.S. Effect of modification on the structure and properties of cast tungsten-molybdenum high-speed steels / A.S. Chaus, F.I. Rudnickii // *Met. Sci. Heat Treat.* – 1989. – Vol. 31. – № 1–2. – P. 121–128.
2. Kheirandish, S. Effect of Ti and Nb on the formation of carbides and the mechanical properties in as-cast AISI-M7 high-speed steel / S. Kheirandish // *ISIJ Int.* – 2001. – Vol. 41. – № 12. – P. 1502–1509.
3. Wang, M.J. Influence of rare earth elements on microstructure and mechanical properties of cast high-speed steel rolls / M.J. Wang, S.M. Mu, F.F. Sun, Y. Wang // *J. Rare Earths.* – 2007. – Vol. 25. – № 4. – P. 490–494.
4. Feng, Z.J. Effect of RE-Ti compound modification on microstructure and properties of high vanadium high speed steel / Z.J. Feng, Z.Z. Du, H.G. Fu // *J. Iron Steel Res.* – 2009. – Vol. 21. – № 10. – P. 48–50+59.
5. Chaus, A.S. Application of bismuth for solidification structure refinement and properties enhancement in as-cast high-speed steels / A.S. Chaus // *ISIJ Int.* – 2005. – Vol. 45. – № 5. – P. 1297–1306.
6. Chaus, A.S. Use of REM-based modifying agents for improving the structure and properties of cast tungsten-molybdenum high-speed steels / A.S. Chaus // *Metal Science and Heat Treatment.* – 2004. – Vol. 46. – № 9–10. – P. 415–422.
7. Chaus, A.S. Modifying cast tungsten-molybdenum high-speed steels with niobium, zirconium and titanium / A.S. Chaus // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2005. – Vol. 47. – № 1–2. – P. 53–61.

8. Chaus, A.S. Effect of silicon and germanium on the structure and properties of cast high-speed steel / A.S. Chaus // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2009. – Vol. 51. – № 1–2. – P. 33–39.

9. Chaus, A.S. Effect of boron on cast tungsten–molybdenum high–speed steels / A.S. Chaus // *Phys. Met. Metallogr.* – 2001. – Vol. 91. – № 5. – P. 463–473.

10. Казенас, Е.К. К вопросу о давлении паров металлов / Е.К. Казенас, Г.К. Астахова // *Известия РАН. Металлы.* – 1997. – № 2. – С. 18–33.

11. Chaus, A.S. Special features of microstructure of W-Mo high-speed steel modified with titanium diboride / A.S. Chaus, F.I. Rudnickii, M. Bogachik, P. Úradník // *Metal Science and Heat Treatment.* – 2011. – Vol. 52. – № 11–12. – P. 575–580.

12. Chaus, A.S. Microstructural and properties evaluation of M2 high speed steel after inoculating addition of powder W and WC / A.S. Chaus // *Materials Science and Technology.* – 2014. – Vol. 30. – № 9. – P. 1105–1115.

13. Chaus, A.S. Effect of modifying tungsten additions on formation of primary structure of R6M5-type high-speed steel / A.S. Chaus, Ya. Porubski // *Phys. Met. Metall.* – 2012. – Vol. 113. – № 11. – P. 1068–1078.

14. Chaus, A.S. Effect of heat treatment on the structure of cast high-speed steel of type R6M5 modified with tungsten additives / A.S. Chaus, Ya. Porubski // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2014. – Vol. 55. – № 11–12. – P. 583–591.

15. Chaus, A.S. Structural transformations during heat treatment of W-Mo cast high-speed steel modified using titanium diboride / A.S. Chaus, M. Bogachik, P. Úradník // *Phys. Met. Metallogr.* – 2011. – Vol. 112. – № 5. – P. 470–479.

К.В. Чернякова¹, Р. Карпич², И.А. Врублевский¹

¹УО «Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники», Минск, Беларусь

²ГНИИ «Центр физических наук и технологий», Вильнюс, Литва

АНАЛИЗ И ОБРАБОТКА СЭМ-ИЗОБРАЖЕНИЙ ПОВЕРХНОСТИ ПЛЕНОК НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ПОМОЩЬЮ IMAGEJ

Введение

Изучение особенностей морфологии и структуры нанопористых материалов является одной из важных задач современного материаловедения. Создание и разработка новых наноструктурированных материалов, содержащих массивы наноразмерных пор, невозможны без определения размеров пор и плотности их распределения. При анализе изображений объекта исследова-