

УДК 621.791.92.04

Е. Н. Еремин, В. В. Шалай, доктора технических наук;
А. С. Лосев; Г. П. Румянцев

Омский государственный технический университет, Россия

МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛООБРАБАТЫВАЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

The results of analysis of the structure and properties of maraging steel of Fe-Ni-Mo-Cr-V-Si-Ti-Al type alloy, hardened by boron compounds are demonstrated. It's proven that this type of metal are more heat and wear resistance, that allows to recommend it to be used for manufacturing of the metalcutting tool.

Экономия дефицитных инструментальных материалов путем повышения надежности и долговечности деформирующего инструмента является одной из актуальных проблем в современном машиностроении.

В настоящее время для изготовления инструмента горячего деформирования используют материалы, которые можно разделить на две основные группы.

К первой группе относятся материалы с карбидным упрочнением: 25X5ФМС, 7X3М, 30X2В8Ф, 60X6Н3МЗРЮФТ, 45X6М2В2ГС и др. [1]. Основным недостатком материалов этой группы является проведение обязательных операции отжига для обеспечения возможности последующей механической обработки режущим инструментом и закалки с отпуском для повышения прочностных свойств. Кроме того, материалы этой группы не стойкие к ударным нагрузкам и высокой температуре.

Вторая группа включает материалы, характеризующиеся образованием твердых растворов высокой прочности с интерметаллидным упрочнением: 03Н15К9М5ТЮ, 04Н18М4К11, 03X15Н65М16В4, 10X28К64В4Г2С и др. [1, 2]. Изготовленный из этих материалов инструмента в исходном состоянии имеет относительно низкую твердость, что позволяет обрабатывать его режущим инструментом, а последующий отпуск (старение) приводит к повышению его эксплуатационных характеристик. Несмотря на высокую твердость материалы данной группы после старения обладают относительно высокой пластичностью и в настоящее время являются наиболее перспективными. В то же время сравнительно высокая стоимость и дефицитность основных легирующих элементов ограничивают их применение.

В настоящей работе в целях исключения остродефицитных, дорогостоящих элементов (W и Co) из состава материалов с интерметаллидным упрочнением исследовали влияние карбида бора на свойства мартенситно-старяющей стали (м. с. с.) Н13М5Х4ФСТЮ.

Образцы для исследований изготавливали методом электрошлакового литья [3]. Металлографические исследования полученных слитков осуществляли с помощью оптического микроскопа Olympus GX-41. ДюрOMETрические испытания проводили с помощью твердомеров Wolpert Group 402MVD (нагрузка $P = 100$ г; шаг – 0,25 мм) по методу Виккерса и ТК-2 – по методу Роквелла.

Рентгеноструктурный анализ м. с. с. проводили на дифрактометре ARL X'TRA с полупроводниковым детектором в медном K_{α} -излучении. Дифрактограммы эталона (ферритная сталь) и м. с. с. получали разделением спектральной K_{α} -линии по методу Речингера. Измеряли интегральную ширину линии от плоскости (110) эталона и изучаемой стали с использованием отражения первого и второго порядков.

Электронно-микроскопические исследования осуществляли на фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа ЭМВ-100П при ускоряющем напряжении 100 кВ. Для приготовления фольг на электроискровом станке из образцов вырезали тонкие

пластинки толщиной 0,2–0,3 мм. Режим вырезки подбирали такой, чтобы он не вносил дополнительной деформации и, следовательно, не влиял на структуру металла. Фольги полировали электролитически. Идентификацию фазового состава, определение размеров и объемной доли выделений проводили по микродифракционным картинам и темнопольным изображениям, полученными в соответствующих рефлексах. Плотность дислокаций внутри реек мартенсита определяли по количеству точек выхода отдельных дислокаций на поверхность фольги по методике, изложенной в [4].

Влияние боридов на упрочнение м. с. с. оценивали измерением ее микротвердости в состоянии после отливки и старения (выдержка в течение 2 ч при температуре 500 °С).

Установлено, что микротвердость стали Н13М5Х4ФСТЮ с боридами составляет 460–495 HV, без боридов после отливки – 370–405 HV, что позволяет удовлетворительно обрабатывать такой металл режущим инструментом без операции отжига. После старения микротвердость м. с. с. без боридов повысилась незначительно и составляла 495–535 HV. Микротвердость м. с. с. с боридами повысилась существенно и достигла 670–714 HV.

Результаты испытаний на теплостойкость, за которую принимали отношение твердости металла после отпуска при температуре 600, 700 и 825 °С к твердости после оптимального упрочнения (500 °С – 1 ч), приведены в таблице.

Результаты испытаний литого металла на теплостойкость

Мартенситно-старяющая сталь	Степень разупрочнения		
	(HRC 600 °С) /(HRC 500 °С)	HRC 700 °С /(HRC 500 °С)	HRC 825 °С /(HRC 500 °С)
Без боридов	0,9	0,71	0,53
С боридами	0,93	0,82	0,76

Результаты испытания показали, что твердость стали без боридов после отпуска при температуре 600, 700 и 825 °С снижается соответственно на 10–12, 28–31 и 47–49 %, а с боридами – соответственно на 7–9, 18–20 и 24–26 %, ем самым теплостойкость тповысилась в 1,4 раза.

Влияние боридов на износостойкость стали Н13М5Х4ФСТЮ определяли на машине трения ИИ 5018 при сухом трении по схеме «диск – колодка» (материал диска – сталь У7, твердость – 63 HRC; нагрузка на образец – 600 Н, скорость вращения диска – 0,26 м/с). Для сравнения в качестве эталона использовали образцы из стали 03Н15К9М5ТЮ.

Как показали эксперименты, сталь Н13М5Х4ФСТЮ с боридами в состоянии после отливки превосходит по износостойкости м. с. с. без них в 22 раза и в 10 раз – сталь 03Н15К9М5ТЮ, а после старения – соответственно в 130 и 315 раз.

Для определения указанных различий твердости и износостойкости стали Н13М5Х4ФСТЮ без боридов и с боридами провели исследования по выявлению природы образующихся упрочняющих фаз.

Результаты электронно-микроскопических исследований показали, что в состоянии после отливки сталь Н13М5Х4ФСТЮ без боридов представляет собой пересыщенный легирующими элементами α -твердый раствор со структурой мартенсита (рис. 1, а). Период решетки структуры составил 0,2875 нм, плотность дислокаций – $11,2 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Признаков присутствия остаточного аустенита и упрочняющих фаз не обнаружено.

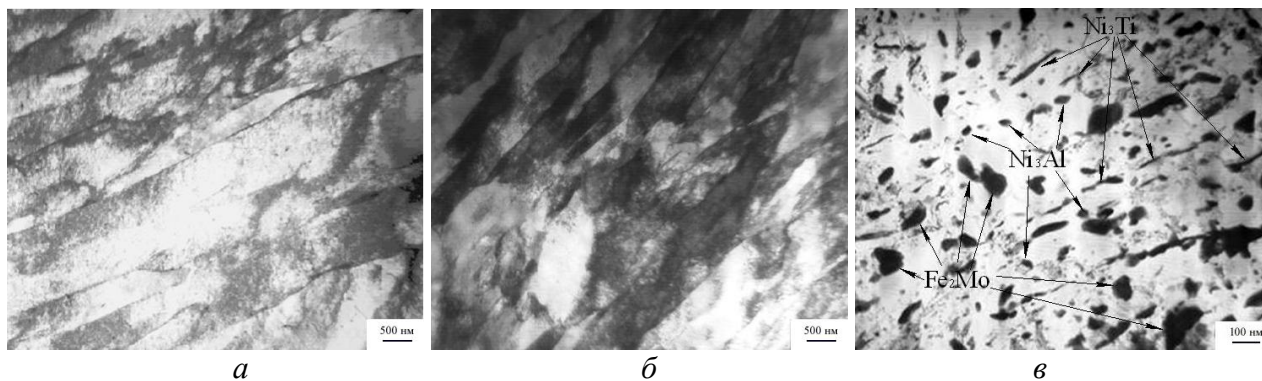


Рис. 1. Внешний вид структуры стали N13M5X4ФСТЮ без боридов: а – после отливки; б – после старения при 500 °С в течение 2 ч; в – интерметаллидные упрочняющие фазы

Старение при температуре 500 °С в течение 2 ч не приводит к существенному изменению структуры такой стали. При этом наблюдается прирост твердости на 140 HV; период решетки структуры уменьшается до 0,2871 нм; плотность дислокаций снижается до $8,2 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ (рис 1, б). Такие изменения объясняются тем, что при температуре 500 °С α -твердый раствор обедняется легирующими элементами с образованием интерметаллидных фаз размером 4–50 нм. Для идентификации типа упрочняющих фаз производили перестаривание м. с. с. при температуре 700 °С в течение 1 ч. Установлено (рис. 1, в), что сталь N13M5X4ФСТЮ без боридов после старения упрочняется за счет образования интерметаллидных фаз Ni₃Ti, Ni₃Al и Fe₂Mo, имеющих соответственно игольчатую, сферическую и чечевицеобразную форму, что полностью согласуется с литературными данными [5, 6].

Сталь N13M5X4ФСТЮ с боридами в состоянии после отливки представляет собой пересыщенный легирующими элементами α -твердый раствор с грубой карбоборидной эвтектикой, имеющей скелетный характер, так называемой эвтектики ванадиевого типа. Эвтектика образована на базе карбоборида Me₃(C,B) следующего состава: Fe = 47–62 %, Cr=7–9 %, V = 5–7 %, Ni = 3–7 %, Ti = 5–16 %, Mo = 12–17 %. Период решетки структуры стали составил 0,2881 нм, плотность дислокаций $9,8 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Кроме того, обнаружены карбобориды круглой формы типа Me₂₃(C,B)₆ размером ~184 нм на основе Ti = 67–72 %, V = 4–7 %, Fe = 2–45 %, Mo = 14–19 % и пластинчатой формы типа Me₇(C,B)₃ (средняя длина – 486 , толщина – 53 нм) на основе Ti = 55–60 %, V = 6–8 %, Cr = 2–4 %, Fe = 8–11 %, Mo = 17–22 % (рис. 2, а). Остаточный аустенит не обнаружен.

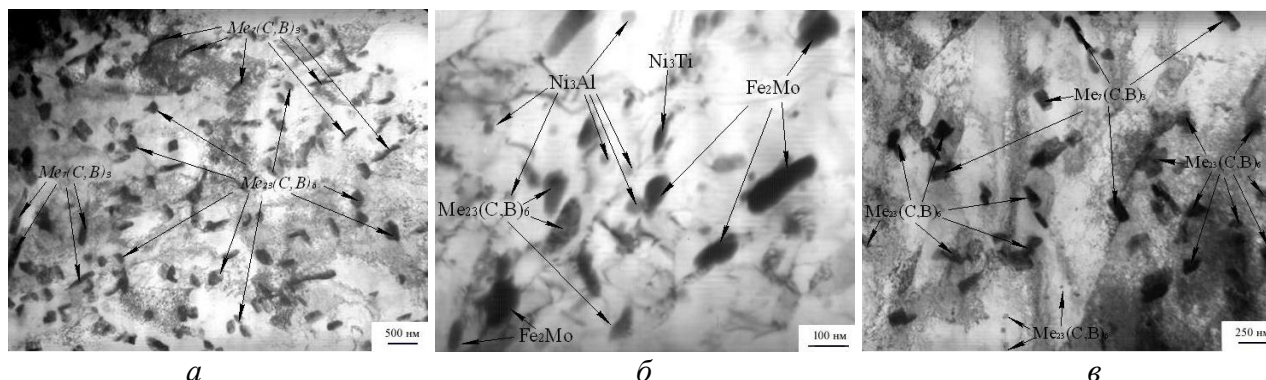


Рис. 2. Структура стали N13M5X4ФСТЮ с боридами: а – после отливки; б – интерметаллидные упрочняющие фазы стали; в – после старения при температуре 500 °С в течение 2 ч

Старение стали N13M5X4ФСТЮ с боридами при температуре 500 °С, в течение 2 ч также приводит к уменьшению периода решетки структуры до 0,2873 нм и плотности дислокаций до $7,4 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Однако прирост твердости составляет 220 HV, что значительно больше, чем у м. с. с. без боридов. Такой прирост твердости объясняется не только образова-

нием в процессе старения стали мелкодисперсных интерметаллидных фаз размерами 6–42 нм (рис. 2, б), но и выделением высокопрочных труднорастворимых карбоборидных фаз. В результате старения уменьшились размеры карбоборидов как пластинчатой формы типа $Me_7(C,B)_3$ (средняя длина – 215 , толщина – 47 нм), так и круглой формы типа $Me_{23}(C,B)_6$ до 115 нм. При этом объемная доля карбоборидов типа $Me_{23}(C,B)_6$ существенно увеличилась (рис. 2, в). Эвтектика в структуре такой стали стала более развитой и замкнутой при сохранении такого же химического состава, как и после отливки.

Описанные структурные изменения, по-видимому, и обеспечивают существенное повышение термической стабильности и износостойкости металла упрочненного боридами.

Таким образом, введение боридов в мартенситно-стареющую сталь H13X4M5ФСТЮ наряду со значительным повышением твердости после старения тормозит разупрочнение металла, затрудняет диффузионный обмен, рекристаллизацию и коагуляцию дисперсных частиц и тем самым повышает его термическую стабильность и износостойкость. Выявленные эксплуатационные свойства такого металла позволяют рекомендовать его для изготовления металлообрабатывающего инструмента в заготовительных производствах, а также на машиностроительных предприятиях.

Литература

1. Соколов Г. Н., Лысак В. И. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей.– Волгоград : Изд-во ВолгГТУ, 2005. – 284 с.
2. Кальянов В. Н., Багров В. А. Мартенситно-стареющие стали для наплавки штампов // Сварочное производство. – 2003. – № 2. – С. 35–37.
3. Еремин Е. Н., Филиппов Ю. О., Еремин А. Е. Электрошлаковое кокильное литье изделий из жаропрочных сплавов. // Литейщик России. – 2007. – № 10. – С. 18–21.
4. Continuous dynamic recrystallization in an Al - Li - Mg - Sc alloy during equal-channel angular extrusion / R. Kaibyshev, K. Shipilova, E. Musin, Y. Motohashi // Mater. Sci. Eng. – 2005. – V. 396. – P. 341–351.
5. Кипелова А. Ю., Беяков А. Н., Скоробогатых В. Н. Структурные изменения при отпуске в стали 10X9K3B1M1ФБР и их влияние на механические свойства. // Материаловедение и термическая обработка материалов. – 2010. – № 3. – С. 14–25.
6. Перкас М. Д., Кардонский В. М. Высокопрочные мартенситно-стареющие стал. – М.: Металлургия, 1971. – 224 с.

Поступила 03.06.10

УДК 621.762:546:69

А. Ф. Ильющенко, член-корр. НАН Беларуси; **В. А. Осипов**

АЛМАЗНЫЙ ИНСТРУМЕНТ НА АДГЕЗИОННО-АКТИВНЫХ СВЯЗКАХ ДЛЯ СВЕРЛЕНИЯ БЕТОНА И ПРАВКИ АБРАЗИВНЫХ КРУГОВ

*Государственное научное учреждение «Институт порошковой металлургии», г. Минск,
Республика Беларусь*

Work is devoted research and working out of technology of reception алмазосодержащих materials on the basis of adgezionno-active sheaves of type Cu–Sn–Ti with use of processes инфильтрации powder шихты «diamond-sheaf»

Настоящая работа посвящена исследованию и разработке технологии получения алмазосодержащих материалов на основе адгезионно-активных связок с использованием инфильтрации порошковой шихты «алмаз–связка» на стадии формирования композита и закрепления его на стальном корпусе инструмента.