

Г.В.Левченко, В.Л.Плюта, С.В.Бобырь, А.Б.Сычков*, А.М.Нестеренко

*Институт черной металлургии НАН Украины им.З.И.Некрасова
Магнитогорский государственный технический университет (Россия)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА СИСТЕМЫ Fe-C-Mn-Cr

Целью исследования является установление закономерностей структурообразования новых износостойких сплавов переходного (1,3 – 2,2%С) класса системы Fe-C-Mn-Cr с эвтектиками на основе карбидов Me_3C и Me_7C_3 при деформационно-термической обработке. Из проведенного анализа следует, что наилучшей способностью к деформированию характеризуется сплав, содержащий минимальное для исследованного ряда сплавов содержание углерода – 1,29%. Дальнейшее повышение ресурса горячей деформируемости хромомарганцевых сплавов может быть достигнуто путём их микролегирования такими карбидообразующими элементами, как Ti и V. При деформационно-термической обработке эти элементы инициируют дробление на мелкие фрагменты крупных кристаллов цементита Me_3C в эвтектических колониях ледебурита и кристаллов карбида Me_7C_3 в аустенито - хромистокарбидной эвтектике.

Ключевые слова: сплавы Fe-C-Mn-Cr, деформационно-термическая обработка, деформируемость,

Современное состояние проблемы. В 60-70-е годы прошлого века в промышленно развитых странах мира проведены разработки по применению для изготовления интенсивно изнашивающихся сплавов деталей машин и оборудования легированных и высоколегированных железоуглеродистых сплавов и так называемых «белых» чугунов с эвтектиками на основе цементита Me_3C и специальных карбидов типа Me_7C_3 , $(Me,V)C$, $(Me,Ti)C$, $(Me,Mo)_2C$ и др. [1-4]. Применительно к производству, например, мелющих тел мельниц барабанного типа для измельчения руд и других материалов из легированных и высоколегированных чугунов, износостойкость которых в 4 – 5 раз выше стальных, в указанный период в промышленно развитых странах их доля относительно общего объёма возросла до 35% и продолжала увеличиваться [5].

Высокие показатели абразивной износостойкости литых изделий из легированных и высоколегированных сплавов и чугунов связаны с ведущей ролью карбидных фаз при формировании эвтектических колоний [3].

Кристаллическая структура карбидных фаз является сложной и характеризуется наличием гетеродесмических ионно-ковалентных связей. В работах [2, 3] показано, что направленные ковалентные связи Me-C в решётках карбидных фаз оказывают определяющее влияние как на морфологию их «избыточных» кристаллов, так и на закономерности формирования эвтектических колоний на их основе. Приведенные данные свидетельствуют о том, что регулярные колониальные структуры в эвтектиках

легированных и высоколегированных железуглеродистых сплавов и чугунов представляют собой, по сути бикристалл – два разветвлённых друг в друге монокристалла ведущей эвтектическую кристаллизацию карбидной фазы сложного строения (с ионно-ковалентным типом межатомных связей) и аустенитной (в некоторых случаях ферритной) фазы с выраженной металлической межатомной связью. Фрагмент схемы эвтектической колонии ледобурита с «массивным» цементитом Me_3C и схема «карандашного» строения тонкодифференцированной аустенито-хромистокарбидной эвтектики ($A + Me_7C_3$) с «разветвлённым» карбидом Me_7C_3 , приведенные на рис. 1 а и б, соответственно, наглядно иллюстрируют изложенное выше положение об определяющем влиянии кристаллографического строения карбидной фазы на морфологию эвтектических колоний.

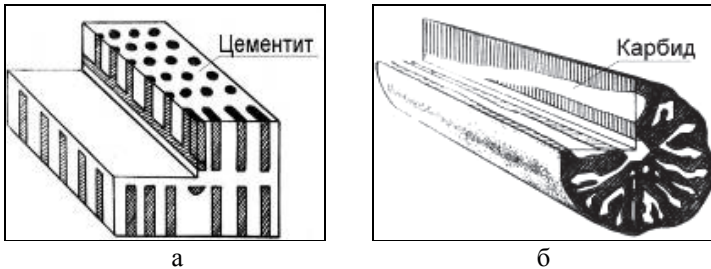


Рис.1. Фрагмент схемы строения колонии ледобурита (а) и схема строения тонкодифференцированной колонии аустенито-хромистокарбидной ($A + Me_7C_3$) эвтектики (б) [3].

Тонкая дифференцировка карбидной составляющей аустенито-хромистокарбидной эвтектики ($A + Me_7C_3$), особенности её «карандашной» морфологии, способствующие «удержанию» карбида Me_7C_3 в матрице сплавов, и его высокая твёрдость во многом определяют наблюдающиеся высокие показатели эксплуатационных свойств деталей и изделий из высокохромистых сплавов и чугунов, используемых в условиях интенсивного абразивного износа [3].

При положительном влиянии описанных выше особенностей «бикристаллитного» строения колоний ледобурита и аустенито-хромистокарбидной эвтектики на абразивную износостойкость как таковую, они же служат причиной повышенной хрупкости легированных и высоколегированных железуглеродистых сплавов и чугунов при деформационном и ударном воздействии.

Исследования и разработки проведенные в 80-х годах прошлого столетия [7, 8], позволили обосновать возможность горячего деформирования «белых» чугунов, которые считались ранее «недеформирующимися», и впервые, собственно, осуществить прокатку мелющих шаров для барабанных мельниц размола железной руды и других видов металлопроката

из «белых» чугунов на действующем сортовом стане Днепровского металлургического комбината (г. Днепродзержинск, Украина). Производство сменных деталей машин и оборудования, эксплуатирующихся в условиях ударно-абразивного износа, путём горячей деформации при прокатке из литых заготовок легированных железоуглеродистых сплавов и «белых» чугунов по целому ряду факторов имеет значительные преимущества перед получением таких деталей по традиционным технологиям литья.

Цель исследования. Представляется перспективным проведение исследований, направленных на установление закономерностей структурообразования новых износостойких сплавов переходного (1,3 – 2,2%С) класса системы Fe-C-Mn-Cr с эвтектиками на основе карбидов Me_3C и Me_7C_3 [9] при деформационно-термической обработке (ДТО).

Основные результаты исследования. Исследовали образцы сплавов переходного класса системы Fe-C-Mn-Cr в исходном литом состоянии и после ДТО. ДТО сплавов выполняли методомковки. Для определения предельной степени деформации ϵ_{np} при ДТО образцы сплавов нагревали до температуры выдержки (T_B) в интервале 900 – 1100°C, выдерживали в течение 1 часа, а затем осаждали до появления первых визуально определяемых признаков разрушения металла. ϵ_{np} образцов при этом определяли по соотношению:

$$\epsilon_{np} = (D - d) / D \cdot 100\%,$$

где D и d, диаметры (мм), соответственно, исходной литой заготовки и прокованного металла.

Химические составы и полученные значения ϵ_{np} при ДТО образцов исследованных сплавов приведены в табл.1.

Таблица 1. Химический состав и значения ϵ_{np} исследованных сплавов

| № п/п | Массовое содержание элементов, % | | | | | ϵ_{np} , % |
|----------|----------------------------------|------|------|------|------|---------------------|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | |
| 1 | 1,44 | 0,82 | 7,05 | 0,11 | 0,06 | 61,6 |
| 2 | 1,32 | 1,00 | 6,87 | 2,23 | 0,05 | 79,4 |
| 3 | 1,29 | 0,56 | 7,10 | 4,39 | 0,06 | 80,5 |
| 4 | 2,10 | 0,56 | 4,54 | 2,38 | 0,25 | 11,0 |
| 5 | 1,97 | 0,79 | 2,70 | 7,26 | 0,08 | 50,0 |

Анализ полученных данных показал, что наиболее высокой деформируемостью при ДТО, отсутствием дефектов в виде микропор и трещин, равномерностью распределения карбидных включений и фактическим отсутствием в них выявляемых при травлении шлифов образцов признаков микронеоднородного распределения элементов характеризуется (рис.2,в) сплав № 3 с самым минимальным для исследованного ряда содержанием углерода (табл. 1).

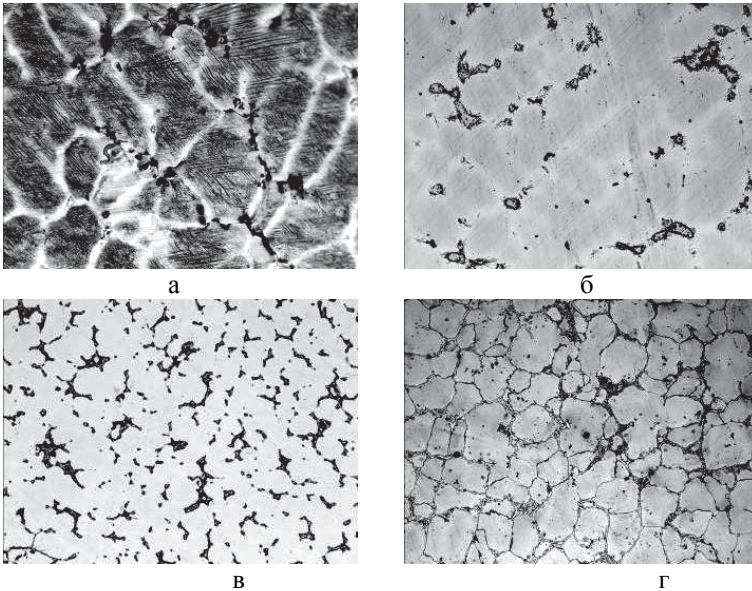


Рис.2. Микроструктура сплавов № 1 – 4 (а - г, соответственно) после ДТО с $T_B = 1000$ С. а, б $\times 400$, в, г $\times 200$.

Сплавы № 1, 2 с бóльшим содержанием углерода ковались до $\epsilon_{пр} = 61,6$ и $79,4\%$ соответственно. Структура этих сплавов после ДТО характеризуется наличием микропор в междуветвиях дендритов его аустенитной матрицы, соседствующих с раздробленными эвтектическими карбидами (рис. 2). В структуре сплава № 1 наблюдаются многочисленные микровойниковые системы, статически распределённые по всему объёму матричных дендритов аустенита (рис. 2, а). Следует отметить, что эвтектики в сплавах №1-3 классифицируются как «грубый конгломерат фаз» [2, 3] и образуются по механизму раздельного зарождения и роста карбидной фазы (цементита Me_3C) и аустенита в остающейся к концу затвердения жидкости эвтектического состава в этих сплавах.

В образцах сплава № 4 (условная маркировка 200Г5Х2Л) после ДТО какого-либо рода микронеоднородность дендритной структуры его аустенитной матрицы так же, как и в образцах сплава № 3, не выявляется (рис. 2, г). Количество микропор в них незначительное. Расположение эвтектических колоний ледебурита в виде практически замкнутых сетей вокруг дендритов аустенита в исходной литой структуре обуславливает низкую предельную деформируемость этого сплава при ДТО - $\epsilon_{пр} = 11,0\%$. Неблагоприятное в плане горячей деформируемости расположение эвтектических карбидов Me_3C в виде практически замкнутой сетки вокруг дендритов аустенита сохраняется в сплаве 200Г5Х2Л и после ДТО (рис. 2, г).

Образцы сплава № 5 (условная маркировка 200Г4Х7Л), имевшего в исходном литом состоянии типичную для сплавов переходного типа с аустенито-хромистокарбидной эвтектикой А+Ме₇С₃ структуру (рис. 3 а), деформировался при ДТО до $\epsilon_{пр} = 50,0\%$ без признаков разрушения.

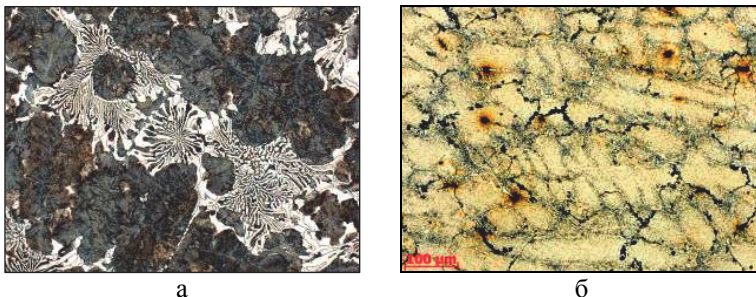


Рис. 3. Микроструктура сплава № 5 в исходном (литом) состоянии (а) и после ДТО с $T_B = 1000$ °С. (б). $\times 200$.

После ДТО структура сплава 200Г4Х7Л состояла из аустенитной матрицы с карбидными включениями и с микропорами - микротрещинами по её междендритным границам (рис.3,б). В структуре этого сплава по междендритным границам аустенита вблизи карбидов и микропор-микротрещин наблюдается также небольшое количество ($\sim 10,0\%$) α - фазы (феррита). Как видно из приведенных на рис.3 микроснимков литого и деформированного образца, количество карбидной фазы в последнем заметно ниже. Кроме этого в процессе ДТО разветвлённые эвтектические карбиды Ме₇С₃ исходной литой структуры сплава № 5(рис. 3, а) трансформируются в округлые образования, прерывисто (без образования сплошных сеток) распределяющиеся по границам дендритов аустенита (рис. 3, б).

Интересной особенностью влияния ДТО применительно к образцам исследованного сплава 200Г4Х7Л является выраженная стабилизация аустенита в их структуре (рис. 3 б). Это вызвано растворением определённого количества карбидных частиц в процессе ДТО и значительным диффузионным насыщением аустенита γ - стабилизирующими элементами – углеродом и марганцем.

Закключение. Из проведенного анализа следует, что наилучшей способностью к деформированию характеризуется сплав № 3, содержащий минимальное для исследованного ряда сплавов содержание углерода – 1,29 % при 7,1% марганца и 4,39 % хрома (табл. 1). Сплавы № 4 (200Г5Х2Л) и № 5 (200Г4Х7Л) характеризовались, соответственно, низкой и средней способностью к горячему деформированию.

Следует отметить, что даже средняя по уровню ($\epsilon_{пр} = 50,0\%$) деформируемость хромомарганцевого сплава 200Г4Х7Л с учётом того, что ра-

зовые обжатыя по клетям сортовых станов обычно невелики (порядка 12 – 15%), позволяет рекомендовать его применение непосредственно на сортовых станах для изготовления мелющих шаров и футеровочных плит мельниц барабанного типа для размола руды, заготовок прутков пальцев траков, полосульба и других видов сортового металлопроката несложной конфигурации.

Дальнейшее повышение ресурса горячей деформируемости хромомарганцевых сплавов переходного класса может быть достигнуто путём их микролегирования такими карбидообразующими элементами, как Ti и V, иницирующими при ДТО и термической обработке дробление на мелкие фрагменты крупных кристаллов цементита Me_3C в эвтектических колониях ледебурита и кристаллов карбида Me_7C_3 в аустенито - хромистокарбидной эвтектике.

1. *Гарбер М. Е.* Отливки из белых износостойких чугунов. – М.: Машиностроение, 1972. – 112с.
2. *Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н.* Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия, 1969. – 415 с.
3. *Таран Ю.Н., Мазур В.И.* Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 312с.
4. *Цытин И.И.* Белые износостойкие чугуны, структура и свойства. – М.: Металлургия, 1983. – 175с.
5. *Мелющие тела. Проблемы. Перспективы.* / А.Н.Крутилин, Н.И.Бестужев, А.Н.Бестужев, Д.Н.Каленкович // *Литьё и металлургия.* – 2009. – № 4 (53). – С.26 – 33.
6. *Эффективность* использования мелющих шаров повышенного качества в условиях ОАО « ЦГОК» / В.Г.Ефременко, Ф.К.Ткаченко. С.О.Кузьмин, А.Б.Ртищев и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2009. – № 1. – С.90 – 93
7. *Карбидное превращение* в ледебурите Fe – C – V сплавов. / Т.М.Миринова, П.Ф.Нижниковская, Ю.Н.Таран // *Вопросы формирования метастабильных структур сплавов.* – Днепропетровск, 1981. – С.132 – 137.
8. *Деформируемые* экономнолегированные белые чугуны. / Ю.Н.Таран, П.Ф.Нижниковская, О.Р.Даничек и др. // *МиТОМ.* – 1989. – № 5. – С.35 – 43.
9. *Levchenko G.V.* Investigation of the structure formation of transitional class' Fe-Mn-Cr-C alloys. // G.V.Levchenko, A.M.Nesterenko, V.L.Plyuta, E.G.Djomina. // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 2011. – Т.33. – № 7. – С.977–983.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым*

*Г.В.Левченко, В.Л.Плюта, С.В.Бобирь, А.Б.Сичков,
А.М.Нестеренко*

Дослідження впливу деформаційно-термічної обробки на структуроутворення сплавів перехідного класу системи Fe - C - Mn - Cr

Метою дослідження є встановлення закономірностей структуроутворення нових зносостійких сплавів перехідного (1,3 - 2,2 % C) класу системи Fe - C - Mn - Cr з евтектиками на основі карбідів Me_3C і Me_7C_3 при деформаційно-термічній обробці. З проведеного аналізу випливає, що найкращою здатністю до деформування характеризується сплав, що містить мінімальний для дослідженого ряду сплавів вміст вуглецю – 1,29%. Подальше підвищення ресурсу здатності до гарячого деформування хромомарганцевих сплавів може бути досягнуто шляхом їх мікролегування такими карбідостворюючими елементами, як Ti і V. При деформаційно - термічній обробці ці елементи ініціюють подрібнення на дрібні фрагменти великих кристалів цементиту Me_3C в евтектичних колоніях ледебуриту і кристалів карбиду Me_7C_3 в аустеніто - хромистокарбідній евтектиці.