УДК 621.74:669.131.622

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ПОРОШКАМИ ОКСИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И КРИОЛИТА НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ ЧУГУНА СЧ25*

Зыкова А.П.^{1,2}, мл. научный сотрудник (zykovaap@mail.ru)

Лычагин Д.В.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор

Чумаевский А.В.³, аспирант

Курзина И.А.^{1,3}, д.ф.-м.н., профессор

Новомейский М.Ю.², д.ф.-м.н., профессор

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

³ Томский архитектурно-строительный университет
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

Аннотация. Проведена комплексная оценка влияния модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов тугоплавких металлов и криолита на структуру и деформационное поведение литого серого чугуна марки СЧ25. Установлено, что модифицирование серого чугуна ультрадисперсными частицами оксидов титана, циркония с содержанием примесей Nb, Hf, Mg, Fe, Cr, Sr, Mo не более 5 % и криолита приводит к существенным изменениям распределения пластинчатого графита в матрице и его размеров. Характер распределения пластинчатого графита приобретает вид колоний дендритного направленного строения с уменьшением размера длины пластинчатого графита в 2 раза. Увеличивается дисперсность перлита с 0,57 до 0,32 мкм, изменяются морфологические характеристики фосфидной эвтектики. Модифицирование серого чугуна приводит к повышению предела прочности на 90 МПа. При этом практически без изменения остаются пластичность 0,17 – 0,18 % и твердость 207 HB ± 5 %.

Ключевые слова: модифицирование, серый чугун, ультрадисперсные порошки, оксиды тугоплавких металлов, криолит, пластинчатый графит, микроструктура, предел прочности, твердость, плотность отливок.

Качество конструкционных чугунов, их механические и эксплуатационные свойства зависят не только от химического состава, а во многом определяются дисперсностью и однородностью макро- и микроструктуры отливки. Среди современных методов внепечной обработки конструкционных чугунов особое место занимает модифицирование ультра- и нанодисперсными добавками, которое позволяет в широких пределах регулировать процесс структурообразования при охлаждении отливки и получать высококачественные изделия с высокими эксплуатационными свойствами [1 – 3]. Главным преимуществом таких модификаторов является большое количество частиц, приходящихся на единицу объема расплава, что в значительной степени определяет эффективность измельчения кристаллической структуры материала и, как следствие, значительное повышение прочностных и эксплуатационных свойств отливок. Ранее в работах [4, 5] было показано, что при модифицировании высокохромистого чугуна

ИЧХ28Н2 смесью на основе ультрадисперсных порошков оксидов тугоплавких металлов и криолита достигается повышение прочности при сжатии на 53 %, пластичности на 11 %, износостойкости и коррозионной стойкости образцов в 1,5 – 4,0 раза по сравнению с отливками, полученными по обычной заводской технологии. При этом основное влияние модифицирования заключалось в уменьшении размеров карбидной фазы $(Cr, Fe)_7C_3$ и ее упорядочение в матричной основе без образования дополнительных фаз. При достижении вышеуказанного эффекта модифицирования целесообразно было проведение исследований влияния ультрадисперсных оксидов тугоплавких металлов и криолита на другую номенклатуру конструкционных чугунов. Поэтому целью работы являлось исследование влияния ультрадисперсных порошков оксидов тугоплавких металлов и криолита на структуру, механические свойства и разрушение серого чугуна марки СЧ25.

Материалом исследования служил серый чугун марки СЧ25. Отливки из серого чугуна были получены в производственных условиях ОАО «РМЗ «Енисей» (г. Красноярск) и исследованы в двух состояниях:

- немодифицированные образцы, полученные по обычной заводской технологии;
- модифицированные образцы после введения ультрадисперсной модифицирующей смеси.

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы развития НИ ТГУ Министерства образования и науки РФ и гранта РФФИ №13-02-98034 р_сибирь_a.

Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Аналитический центр геохимии природных систем» НИ ТГУ и научно-образовательного инновационного центра «Наноматериалы и нанотехнологии» НИ ТПУ.

Модифицирующая смесь (МС) состояла из ультрадисперсных порошков TiO_2 и ZrO_2 с содержанием примесей Nb, Hf, Mg, Fe, Cr, Sr, Mo не более 5 % и криолита Na_3AlF_6 (технические условия 1760–001–64101572–2011). Размер всех частиц в МС лежал в диапазоне от 0,07 до 14 мкм, средний размер составлял $\sim 0,93$ мкм. Модифицирующая смесь [0,3 % (по массе)] загружалась на дно разливочного ковша. После выдержки расплава в печи производилась разливка чугуна в ковш с модификатором, где смесь выдерживалась в течение нескольких минут. Исследуемый в работе чугун имел следующий химический состав:

– немодифицированный, % (по массе): 4,1 С; 0,4 Мн; 1,8 Si; 0,1 Р; 0,1 S; 0,2 Cr; 0,1 Ni; 0,1 Cu, основа – Fe;
– модифицированный, % (по массе): 4,1 С; 0,4 Мн; 1,8 Si; 0,1 Р; 0,1 S; 0,2 Cr; 0,1 Ni; 0,1 Cu; 0,02 Al, основа – Fe.

Отбор проб и подготовку шлифов для исследования структуры немодифицированных и модифицированных образцов серого чугуна осуществляли по ГОСТ 3443-87.

Механические свойства при активной пластической деформации определяли в испытаниях на одноосное сжатие на установке Instron ElectroPuls E10000 со скоростью деформации 0,3 мм/мин при 20 °С. Образцы для испытаний имели размер 3,5×3,5×6,5 мм. Измерение твердости проводили по методу Бринелля при нагрузке 30 000 Н на твердомере ТШ-2М. Исследования структуры и характера разрушения модифицированных и немодифицированных образцов проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) TESCAN VEGA II LMU, совмещенным с систе-

мой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа (РЭДМА) INCA Energy 350.

Влияние ультрадисперсной модифицирующей смеси на структуру серого чугуна. Качество отливок серого чугуна оценивали по морфологическим характеристикам и распределению пластинчатого графита, фазовому составу матричной основы, дисперсности пластин перлита. На рис. 1 представлена микроструктура немодифицированного и модифицированного серого чугуна при одинаковом увеличении. При анализе микроструктуры немодифицированного и модифицированного образцов в первую очередь заметны изменения в характере распределения и размере пластинчатого графита. Из металлографического анализа поверхности шлифов видно, что для немодифицированного образца (рис. 1, а, б) характерно равномерное распределение графита пластинчатой формы в металлической матрице согласно ГОСТ 3443-87, при этом длина l пластинчатого графита лежит в диапазоне от ~ 13 до ~ 266 мкм, средняя длина составляет $l_{\text{ср}} \approx 67$ мкм (рис. 2, а). По данным РЭДМА в металлической основе немодифицированного образца присутствуют сфероиды карбида марганца Mn_3C и сульфида марганца MnS , однако надежно идентифицировать их не удастся, требуются дополнительные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии.

После введения ультрадисперсной МС распределение пластинчатого графита в металлической матрице существенно изменяется. Согласно ГОСТ 3443-87 характер распределения пластинчатого графита приобретает вид колоний дендритного направленного строе-

Рис. 1. Микроструктура чугуна марки СЧ25:

а – в – немодифицированный образец; г – е – модифицированный образец; а, б, г, д – металлография; в, е – РЭМ изображение поверхности после травления

Рис. 2. Гистограмма распределения длины пластинчатого графита:
а – немодифицированный образец; б – модифицированный образец (σ_l – среднее квадратичное отклонение)

ния, наблюдается значительное уменьшение размера длины пластинчатого графита (рис. 1, з, д). Согласно гистограмме, длина пластинчатого графита после модифицирования лежит в диапазоне от ~6 до ~114 мкм, т.е. интервал размеров в 2 раза меньше по сравнению с немодифицированным образцом, средняя длина составляет $l_{cp} \approx 30$ мкм (рис. 2, б). По данным РЭДМА в металлической основе модифицированного образца также присутствуют сфероиды карбида марганца Mn_3C и сульфида марганца MnS , для их точной идентификации требуются дополнительные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии.

Введение ультрадисперсной МС привело к изменению величины дисперсности пластин перлита (рис. 1, в, е). Измерение дисперсности пластинчатого графита в чугунах проводили согласно ГОСТ 8233-56. Дисперсность пластин в немодифицированном чугуне составляет $D \approx 0,57$ мкм, что соответствует характеристике «мелкопластинчатый перлит». После введения МС дисперсность пластин увеличилась и состави-

ла $D \approx 0,32$ мкм, что соответствует характеристике «скрытопластинчатый перлит».

Влияние модифицирования на механические свойства. Характер кривых деформации немодифицированного и модифицированного чугунов СЧ25 одинаков (рис. 3). На кривых можно выделить стадии III и IV. Протяженность стадии IV немного больше для модифицированного чугуна (см. таблицу). Пластичность обоих сплавов практически одинакова. Модифицирование серого чугуна привело к небольшому повышению предела текучести и прочности. Немного меньший коэффициент деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ на стадии III немодифицированного чугуна приводит к тому, что разница между пределами прочности немодифицированного и модифицированного чугунов больше, чем разница между их пределами текучести. Твердость чугунов марки СЧ25 не изменилась и составила $207\text{ HB} \pm 5\%$. Измерение плотности отливок также не показало значительных изменений: для немодифицированного образца плотность составила $7100 \pm 100\text{ кг/м}^3$, для модифицированного – $7250 \pm 100\text{ кг/м}^3$. Таким образом, модифицирование оказывает небольшое положительное влияние на прочностные свойства и плотность отливок, не изменяя пластичность и твердость.

На прочностные свойства серого чугуна оказывает влияние структура феррито-перлитной матрицы, а именно дисперсность феррито-цементитной структу-

Рис. 3. Кривые «напряжение σ – деформация ε » немодифицированного (1) и модифицированного (2) чугунов СЧ25

Характеристики кривых деформации
серого чугуна СЧ25

Показатель	Состояние чугуна СЧ25	
	немодифицированный	модифицированный
$\sigma_{0,2}$, МПа	380	420
σ_B , МПа	900	990
δ , %	0,17	0,18
$\Delta\varepsilon_{IV}$, %	0,09	0,11

пы перлитных зерен. Как отмечалось выше, расстояние между пластинками перлита немного меньше в модифицированном чугуна. Такое различие в основной структуре серого чугуна, по всей вероятности, обусловило небольшое повышение предела текучести после модификации. В работе [6] показано, что предел текучести материала со структурой перлита зависит от межпластинчатого расстояния в перлите пропорционально $h^{-1/2}$ (h – расстояние между пластинками в перлите). Между тем, многие авторы обращают внимание (отметим, например, работу [7]), что важным фактором является длина линии скольжения в выделенном элементе структуры, в частности, в ферритных промежутках, а не просто ширина ферритных прослоек. В рассмотренных выше работах и многих других взаимосвязь предела текучести с параметрами структуры имеет вид, подобный соотношению Холла-Петча с модификацией уравнения для случая перлитной структуры. Важным для анализа результатов данной работы является то, что все зависимости предела текучести от структурных параметров дают степень минус одна вторая, что свидетельствует о повышении предела текучести с уменьшением размера структурных элементов.

Небольшое увеличение прочности в модифицированном образце, по-видимому, связано и с образованием фосфидной эвтектики. Известно, что фосфор в пределах 0,1 – 1,2 % образует двойную ($\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{P}$) и тройную фосфидную эвтектику ($\text{Fe} + \text{FeP} + \text{Fe}_3\text{C}$), повышая прочность и износостойчивость чугуна. При содержании фосфора до 0,7 % она выделяется в виде отдельных включений, при большем содержании – в виде сплошной сетки по границам кристаллов [8]. Однако, несмотря на то, что содержание фосфора в образцах составляет ~0,1 %, в немодифицированном образце фосфидная эвтектика распределена по сечению образца равномерно в виде отдельных участков (рис. 1, в), а в модифицированном образце размер и протяженность фосфидной эвтектики увеличились и в некоторых участках она имеет вид сетки (рис. 1, е). Влияние выделения фосфидной эвтектики не так однозначно. Имеются данные о большей склонности чугуна с фосфидной эвтектикой к хрупкому разрушению [9]. С другой стороны, в работе [10] установлено, что низкофосфористые перлитные серые чугуны с фосфидной эвтектикой обладают хорошей износостойкостью, поэтому ограничения по применению в случае тройной эвтектики накладываться не будут. Авторы также отмечают, что практически во всех серых промышленных чугунах, даже при небольшом содержании фосфора (иногда при 0,05 %) образуется фосфидная эвтектика [10]. Изменение размеров и объемной доли фосфидной эвтектики в модифицированных образцах объясняется введением в расплав частиц МС, блокирующих диффузию соответствующих атомов к зарождающимся и растущим кристаллам, что, в конечном счете, способствует сильной микроликации фосфора,

концентрирующегося при затвердевании в последних участках расплава.

Следует отметить влияние исходной структуры на величину коэффициента упрочнения исследуемого чугуна. Немного более высокий коэффициент деформационного упрочнения наблюдается на стадии III модифицированного чугуна по сравнению с немодифицированным. Очевидно, это связано также с более мелкими структурными составляющими модифицированного чугуна. Данное предположение подтверждают результаты работы [11], где отмечается, что снижение межпластинчатого расстояния повышает упрочнение. Таким образом, наряду с измельчением прослоек пластинчатого графита, основным структурным параметром чугуна с перлитной основой, влияющим на прочностные свойства, является толщина ферритного промежутка, определяющая длину плоскости скольжения дислокаций. Этот параметр влияет не только на величину предела текучести модифицированного чугуна по сравнению с немодифицированным, но также определяет более высокий коэффициент деформационного упрочнения на начальном этапе пластической деформации. С ростом степени деформации это влияние нивелируется, так как длина свободного пробега дислокаций будет определяться уже не расстоянием между цементитными пластинами, а размером типов дислокационной структуры, которые формируются между пластинами при накоплении дислокаций в результате деформации. Величина коэффициента деформационного упрочнения на разных стадиях кривой деформации определяется сопротивлением сдвигу, который оказывает этот тип субструктуры [6, 12]. Вследствие этого коэффициенты деформационного упрочнения у немодифицированного и модифицированного чугуна оказываются практически одинаковыми на стадии IV (кривые идут параллельно) (см. рис. 3).

Влияние модифицирования на характер разрушения. Разрушение серого чугуна СЧ25 в немодифицированном и модифицированном состояниях происходило путем хрупкого скола по границам зерен и графитных включений. Характер внутризеренного разрушения зависит от структуры зерен металлической основы. В основном это квазихрупкое и хрупко-вязкое разрушение и небольшая доля зерен с вязким механизмом разрушения (рис. 4) [13]. Можно полагать, что квазихрупкий характер разрушения наблюдается при разрушении перлитных зерен. Вязкое разрушение наблюдается в ферритных зернах, доля которых незначительна.

Характер разрушения для обоих чугунов идентичен, но в случае модифицированного чугуна излом более мелкозернистый. Это, как отмечалось выше, является следствием модификации расплава и формирования более мелкозернистой структуры в отливках, а именно – меньший размер пластинок графита. Кроме этого, значительная часть излома претерпела разрушение по квазихрупкому и хрупко-вязкому типу разрушения.

Рис. 4. Поверхность излома серого чугуна СЧ25:
а – немодифицированный образец; б – модифицированный образец

Данный тип разрушения относится к перлитным зернам. В работе [14] показано, что характер разрушения перлитных зерен зависит от размера цементитных пластин и схемы испытаний. Отмечено, что разрушение перлитных зерен при сжатии протекает квазихрупко при размере цементитных пластин в интервале 0,1 – 1,0 мкм, в который попадает размер цементитных пластин исследуемого сплава. В этом же интервале размеров находятся частицы, образующие фосфидную эвтектику, которые разрушаются так же квазихрупко. Здесь следует отметить специфику развития трещины в испытаниях на сжатие, когда части разрушенного образца скользят одна по другой, образуя значительную площадь смятия.

Таким образом, наблюдается несколько видов разрушения серого чугуна согласно основным структурным составляющим сплава. Перлит и фосфидная эвтектика разрушаются преимущественно квазихрупко или хрупко-вязко. Графитные пластины разрушаются сколом. При разрушении ферритных зерен наблюдается вязкий чашечный излом.

Выводы. Модифицирование чугуна СЧ25 ультрадисперсными порошками оксидов тугоплавких металлов и криолита приводит к существенному изменению характера распределения и размеров пластинчатого графита, а также повышению дисперсности перлита, плотности отливок и прочности. Показано, что после введения МС характер распределения пластинчатого графита приобретает вид колоний дендритного направленного строения с размером пластинчатого графита в 2 раза меньше по сравнению с немодифицированным образцом. Увеличивается дисперсность перлита с 0,57 до 0,32 мкм и повышается предел прочности на 90 МПа. При этом

практически без изменения остаются пластичность 0,17 – 0,18 % и твердость 207 НВ ± 5 %. Улучшение механических свойств достигается путем получения дополнительных центров кристаллизации за счет введения оксидов тугоплавких частиц и криолита, приводящих к формированию мелкокристаллической структуры металлической основы и мелких пластин графита. Кроме этого, при производстве отливок серого чугуна на производственных площадках ОАО «РМЗ «Енисей» было отмечено существенное уменьшение количества литейного брака. Результаты исследований дают основание рекомендовать данный тип модификатора для производства серого чугуна с целью уменьшения литейного брака и повышения механических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов / В.П. Сабуров, А.Н. Черепанов, М.Ф. Жуков и др. – Новосибирск: Сиб. изд. фирма РАН, 1995. – 344 с.
2. Хрычиков В.Е., Калинин В.Т., Кривошеев В.А. Ультрадисперсные модификаторы для повышения качества отливок // Литейное производство. 2007. № 7. С. 2 – 7.
3. Миннеханов Г.Н., Шуйкин О.А., Миннеханов Р.Г. Влияние модифицирования наночастицами карбонитрида титана и легирования титаном на структуру и свойства доэвтектических чугунов // Омский научный вестник. 2009. № 1. С. 22 – 25.
4. Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Лычагин Д.В. и др. Влияние модифицирования на механические свойства чугунов // Изв. вуз. Физика. 2013. Т. 56. № 12/2. С. 110 – 115.
5. Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Лычагин Д.В. и др. Исследование износостойкости доэвтектического чугуна при комплексном модифицировании // Изв. вуз. Физика. 2013. Т. 56. № 12/2. С. 116 – 120.
6. Тушинский Л.И., Батаев А.А. Субструктурное упрочнение стали // Изв. вуз. Физика. 1991. № 3. С. 71 – 80.

7. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. – Киев: Наукова думка, 1974. – 231 с.
8. Бунин К.П., Таран Ю.Н. Строение чугуна. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.
9. Коган Г.Е. Ручная дуговая сварка металлов. – М.: Профтехиздат, 1961. – 384 с.
10. Мельников В.П., Митюхина К.В. Микростроение фосфидной эвтектики в чугуне крупных отливок // Вестник Брянского государственного технического университета. 2008. № 1. С. 10 – 13.
11. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 182 с.

12. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вуз. Физика. 1990. № 2. С. 89 – 106.
13. Феллоуз Д. Фрактография и атлас фрактограмм. – М.: Металлургия, 1982. – 490 с.
14. Langford G. Deformation of Pearlite // Metallurgical Transactions A. 1977. Vol. 8A. No. 6. P. 861 – 875.

© 2014 г. Зыкова А.П., Лычагин Д.В., Чумаевский А.В.,
Курзина И.А., Новомейский М.Ю.
Поступила 19 сентября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 11, pp. 37–42.

INFLUENCE OF MODIFYING OF CAST IRON SCH25 (RUSSIAN GRADE) WITH ULTRAFINE POWDERS OF REFRACTORY METAL OXIDE AND CRYOLITE ON STRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE

Zykova A.P.^{1,2}, Junior Researcher (zykovaap@mail.ru)

Lychagin D.V.^{1,2}, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor

Chumaevskii A.V.³, Postgraduate

Kurzina I.A.^{1,3}, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor

Novomeiskii M.Yu.², Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor

¹ National Research Tomsk Polytechnic University (30, Lenina pr., Tomsk, 634050, Russia)

² National Research Tomsk State University (36, Lenina pr., Tomsk, 634050, Russia)

³ Tomsk State University of Architecture and Building (TSUAB) (2, Solyanaya sqr., Tomsk, 634003, Russia)

Abstract. The comparative study of the influence of the modifying oxide ultrafine powders of refractory metals and cryolite on the structure and deformation behavior of cast gray iron SCH25 (Russian grade) was carried out. It was shown that the modification of cast iron by ultrafine particles of titanium oxide, zirconium oxide (containing impurities Nb, Hf, Mg, Fe, Cr, Sr, Mo not more than 5 %) and cryolite lead to significant changes of the distribution of flake graphite in the matrix and its sizes. The distribution of flake graphite was in form of the colonies of the directed dendritic structure with length of the flake graphite, decreased in 2 times, was observed. Dispersion of perlite was increased from 0.57 to 0.32. The changes of morphological characteristics of phosphide eutectic were observed. Modification of cast iron leads to increasing of the tensile strength by 90 MPa. Ductility of 0.17 – 0.18 % and hardness of 207 HB was changed insignificantly.

Keywords: modification, gray cast iron, ultrafine powders, oxides of refractory metals, cryolite, flake graphite, microstructure, tensile strength, ductility, hardness.

REFERENCES

1. Saburov V.P., Cherepanov A.N., Zhukov M.F., Galevskii G.V., Krushenko G.R., Borisov V.T. *Plazmokhimicheskii sintez ul'tradispersnykh poroshkov i ikh primeneniye dlya modifitsirovaniya metall-ov i splavov* [Plasma chemical synthesis of ultrafine powders and their application for the modification of metals and alloys]. Novosibirsk: Sib. izd. firma RAN, 1995. 344 p. (In Russ.).
2. Khrychikov V.E., Kalinin V.T., Krivosheev V.A. Ultrafine modifiers to improve the quality of castings. *Liteinoe proizvodstvo*. 2007, no. 7, pp. 2–7. (In Russ.).

3. Minnekhanov G.N., Shuikin O.A., Minnekhanov R.G. Effect of modification by nanoparticles of titanium carbonitride and titanium doping on the structure and properties of eutectic cast iron. *Omskii nauchnyi vestnik*. 2009, no. 1 (77), pp. 22–25. (In Russ.).
4. Zykova A.P., Chumaevskii A.V., Lychagin D.V., Kurzina I.A., Abzaev Yu.A., Dement T.V. Effect of modifying on the mechanical properties of cast iron. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2013. Vol. 56, no. 12/2, pp. 110–115. (In Russ.).
5. Zykova A.P., Chumaevskii A.V., Lychagin D.V., Kurzina I.A., Tarasov S.Yu., Dement T.V. Study of wear resistance of cast iron with hypoeutectic complex modification. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2013. Vol. 56, no. 12/2, pp. 116–120. (In Russ.).
6. Tushinskii L.I., Bataev A.A. Substructural hardening of steel. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 1991, no. 3, pp. 71–80. (In Russ.).
7. Gridnev V.N., Gavriluk V.G., Meshkov Yu.Ya. *Prochnost' i plastichnost' kholodnodeformirovannoi stali* [Strength and ductility of cold-strained steel]. Kiev: Nauk. Dumka, 1974. 231 p. (In Russ.).
8. Bunin K.P., Taran Yu.N. *Stroenie chuguna* [The structure of iron]. Moscow: Metallurgiya, 1972. 160 p. (In Russ.).
9. Kogan G.E. *Ruchnaya dugovaya svarka metallov* [Manual arc welding of metal]. Moscow: Izdatel'stvo PROFTEKHIZDAT, 1961. 384 p. (In Russ.).
10. Mel'nikov V.P., Mityukhina K.V. Phosphide eutectic microstructure in cast iron of large castings. *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008, no. 1, pp. 10–13. (In Russ.).
11. Pickering F. Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ.ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982. 182 p.).
12. Koneva N.A., Kozlov E.V. The physical nature of stages of plastic deformation. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 1990, no. 2, pp. 89–106. (In Russ.).
13. Fellows J.A. *Fractography and Atlas of Fractographs*. 8th ed. Metals Park, Ohio, 1974. (Russ.ed.: Fellows J. *Fraktografiya i atlas fraktogramm*. Moscow: Metallurgiya, 1982. 490 p.).
14. Langford G. Deformation of Pearlite. *Metallurgical Transactions A*. 1977. Vol. 8A, no. 6, pp. 861–875.

Acknowledgements. This work was partially supported by the program of development of NO TSU Ministry of Education and Science of the Russian Federation and the RFBR grant no. 13-02-98034 r_sibir_a.

Received September 19, 2014