УДК 669.14.018.298:621.789

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ Fe–Mn–Al–C–N СПЛАВОВ*

***Бронз А.В.*[1]**, *к.т.н., старший научный сотрудник* (broalex@yandex.ru)
***Капуткин Д.Е.*[2]**, *д.т.н., доцент, директор Института базового образования*
***Капуткина Л.М.*[2]**, *д.ф.-м.н, профессор, главный научный сотрудник кафедры пластической деформации специальных сплавов*
***Киндоп В.Э.*[2]**, *к.т.н., старший научный сотрудник, заместитель начальника управления науки*
***Свяжин А.Г.*[2]**, *д.т.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры металлургии стали и ферросплавов*

[1] **ОАО «РКК «Энергия» им. С.П. Королева»**
(141070, Россия, Московская область, г. Королев, ул. Ленина, 4А)
[2] **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр-т, 4)

Аннотация. Экспериментально получены и изучены литые Fe + (12,7 – 25,6) % Mn + (0 – 14,4) % Al + (0,02 – 2,18) % C сплавы, в том числе микролегированные азотом (0,001 – 0,135) % N, с высокой удельной прочностью. Показано, что литые высокоуглеродистые высоколегированные Fe–Mn–Al–C сплавы хорошо поддаются горячей деформации вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. При теплой деформации в исследуемых сплавах реализуется высокопрочное состояние ($\sigma_в$ до 1810 МПа) при достаточном запасе пластичности (до 50 %). Предел текучести при комнатной температуре высокоуглеродистых аустенитных (до 2,18 % C) Fe–Mn–Al–C сплавов достигает 1200 МПа. Теплоемкость и теплопроводность изученных сплавов уменьшается с увеличением суммарного легирования Al + C + N. Исследуемые сплавы железа с высоким содержанием Mn и Al, имея высокую удельную прочность, могут использоваться в литом и в деформированном состоянии как высокопрочные с большим запасом пластичности, теплостойкие и износостойкие.

Ключевые слова: железомарганецалюминиевые сплавы, ТРИПЛЕКС-сплавы, микролегирование азотом, высокопрочные сплавы, многофазная структура.

При разработке высокопрочных сталей нового поколения одной из задач является получение многофазной структуры, содержащей значительное количество высокопрочных фаз, таких как мартенсит, бейнит или ультрамелкозернистый феррит в сочетании с пластичным аустенитом с контролируемой устойчивостью к превращению аустенит → мартенсит при деформации [1]. Кроме того, чтобы соответствовать высоким техническим требованиям и требованиям по качеству и безопасности в современном машиностроении, новейшие высокопрочные конструкционные стали должны иметь высокий уровень пластичности в сочетании с высокой удельной прочностью.

Указанным требованиям удовлетворяют высокомарганцевые аустенитные ТРИПЛЕКС-сплавы с высоким содержанием алюминия, в которых превращение остаточного аустенита в мартенсит при деформации сопровождается деформационным упрочнением.

ТРИПЛЕКС-сплавы характеризуются сочетанием повышенной прочности и пластичности, а высокое содержание алюминия (5 – 15 %) позволяет добиться снижения плотности на 15 – 20 % по сравнению с традиционными высокопрочными сложнолегированными сталями [2, 3].

Кроме высокого уровня механических свойств, современные материалы должны обладать и определенными физическими свойствами [4, 5]. Теплоемкость материала играет существенную роль при эксплуатации криогенного оборудования, а скорость захолаживания напрямую зависит от теплопроводности [6]. Кроме того, теплопроводность существенно влияет на технологические процессы термообработки.

Однако часто возникают сложности горячей обработки давлением высоколегированных железомарганецалюминиевых сплавов, связанные с пониженной пластичностью, что ограничивает их применимость.

В связи с этим целью настоящей работы было исследование влияния химического и фазового состава на физические и механические свойства сплавов железа с высоким содержанием марганца (12,7 – 25,6) %, алюминия (0 – 14,4) % и углерода (0,02 – 2,18) %, в том числе дополнительно микролегированных азотом (0,001 – 0,135) %, в литом состоянии при температурах горячей, теплой и холодной деформации.

Экспериментально исследованные железомарганцевые сплавы с высоким содержанием алюминия выплавлены в лабораторных условиях [7, 8]. Химический состав сплавов приведен в табл. 1.

Обработка на твердый раствор проводилась путем нагрева до температур 1070 – 1090 °C с последующим охлаждением в воде.

* Работа выполнена в рамках задания Министерства образования и науки РФ № 11.1943.2014/К.

Таблица 1

Химический состав исследуемых Fe–Mn–Al–C–(N) сплавов

Номер сплава	Группа сплавов	Содержание элементов, %* (по массе)					
		Mn	Al	Si	Mo	C	N
1	I (γ-сплавы с высоким % C)	16,8	0,01	0,86	2,0	1,62	0,020
2		21,2	6,2	0,50	0,20	1,10	0,006
3		19,1	7,5	0,60	1,20	1,47	0,002
4		19,1	9,0	0,50	0,03	2,18	0,001
5		23,9	4,0	0,54	0,01	1,80	0,032
6	II (γ-сплавы с низким % C)	25,3	0,01	0,20	<0,001	0,02	0,014
7		23,8	4,6	0,20	<0,001	0,05	0,020
8		25,6	0,01	0,20	<0,001	0,03	0,135
9		24,1	5,3	0,32	<0,001	0,04	0,024
10	III (α-сплавы)	23,7	7,5	0,20	<0,001	0,05	0,008
11		22,6	14,4	0,20	<0,001	0,05	0,007
12		23,7	8,1	0,20	<0,001	0,05	0,008
13		24,3	11,5	0,20	<0,001	0,03	0,045

* Остальное Fe, % (по массе).

Сопротивление горячей и теплой деформации изучали при испытаниях на сжатие с использованием комплекса Gleeble System 3800. Горячую деформацию осуществляли при температуре 950 – 1000 °C, теплую – при 550 °C со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 0{,}1\ c^{-1}$, степень деформации составляла 25 – 50 %. После деформации образцы резко охлаждали с помощью воздушных форсунок [7].

Способность сплавов к холодной деформации оценивали с помощью испытаний на трехточечный поперечный изгиб на испытательной машине Instron.

После различных видов обработок исследуемых сплавов измерена твердость HV, определен фазовый состав с помощью рентгеноструктурного анализа, оценена намагниченность. Определены плотность сплавов путем гидростатического взвешивания, теплопроводность с помощью дифференциальной термопары и теплоемкость в интервале температур 25 – 100 °C [8].

Фазовый состав, физические и механические свойства исследуемых сплавов приведены в табл. 2. Сопротивление горячей деформации σ_{max} при 950 – 1000 °C растет с повышением содержания алюминия, углерода и азота и меньше для ферритных сплавов (σ_{max} = 50 – 150 МПа) по сравнению с аустенитными (σ_{max} = 120 – 180 МПа). Важным результатом испытания на горячее сжатие является выявленная способность сплавов в литом состоянии к горячей деформации вплоть до степени осадки 40 – 50 % без образования горячих трещин.

Наибольшее сопротивление теплой деформации 1450 – 1810 МПа при 550 °C имеют высокоуглеродистые Fe–Mn–Al–C–(N) аустенитные сплавы I группы, прочность α-сплавов III группы при температуре теп-

Таблица 2

Фазовый состав и свойства Fe–Mn–Al–C–(N) сплавов

Номер сплава	Группа сплавов	Фазовый состав	Плотность ρ, г/см^3	Теплоемкость 25 – 100 °C, Дж/(кг·К)	Теплопроводность 25 – 100 °C, Вт/(м·К)	Магнитность**	Твердость, HV	Удельная прочность***		
								σ^{1000}/ρ, км	σ^{550}/ρ, км	$\sigma_{изг}/\rho$, км
1	I	γ + [ε]* + [Me_xC_y]*	7,7074	364	8,6	–	293	1,7	24	23,4
2		γ + [kappa]*	7,3282	399	8,4	–	279	1,7	23,2	23,6
3		γ	6,9552	405	8	–	434	1,7	24,2	27,5
4		γ + kappa	7,0181	376	7,2	–	447	2,9	23,8	–
5		γ	6,9994	369	7,3	–	376	2,5	21,1	19,4
6	II	γ + ε + (β-Mn)	7,4643	454	15,3	–	204	1,8	9	24,3
7		γ + [ε]*	7,4774	427	9,5	–	130	2,2	13,7	14,6
8		γ + ε + (β-Mn)	7,6462	465	15,2	–	164	2	9,7	15,2
9		γ	7,4041	417	9,3	–	127	2,5	12	15,1
10	III	α	6,7191	441	11,9	++	285	1,0	14	8,6
11		α + ε	6,5151	426	9,9	+	345	0,8	20,2	–
12		α + ε	7,1033	445	12,8	++	272	1,0	16,9	–
13		α + [γ]*	6,6027	450	9,6	++	259	2,4	14,6	5,5

* следы (менее 1 %);

** «++» – сильно магнитный, «+» – магнитный; «–» – немагнитный;

*** $\sigma_{1000} – \sigma_{max}$ при T = 1000 °C (для сплавов № 10 – 12: σ_{max} при T = 950 °C); $\sigma_{550} – \sigma_{max}$ при T = 550 °C; $\sigma_{изг} – \sigma_в$ при испытаниях на изгиб при T = 20 °C.

лой деформации составляет 920 – 1290 МПа. Малоуглеродистые Fe–Mn–Al–C–(N) аустенитные сплавы II группы обладают наименьшей прочностью при $T = 550$ °С, которая состовляет 660 – 1000 МПа. При схожих химических составах в пределах каждой из рассматриваемых групп сплавы, микролегированные азотом, более прочные [9 – 12].

Высокопрочному состоянию высокоуглеродистых аустенитных сплавов I группы соответствует достаточный запас пластичности. Степень деформации всех сплавов без разрушения при теплой деформации составляет 25 – 50 %.

Уровни прочности при теплой деформации заметно больше по сравнению с горячей деформацией. С ростом содержания углерода и алюминия и уменьшения содержания марганца прочность увеличивается. Микролегирование азотом также вносит свой вклад в повышение прочности.

Оценивая механические свойства исследуемых сплавов при комнатной температуре стоит отметить, что α-сплавы III группы разрушались в упругой области подобно хрупким материалам (чугунам, керамикам). Аустенитные малоуглеродистые сплавы II группы, наоборот, показали высокую пластичность в сочетании с довольно высоким сопротивлением изгибу ($\sigma_в$ достигает 1070 – 1770 МПа). Наибольшее сопротивление изгибу в сочетании с удовлетворительной пластичностью, несмотря на высокое содержание углерода, показали сплавы из I группы ($\sigma_в$ до 1880 МПа).

Минимальная плотность сплавов составила не более 6,5 г/см^3 при содержании алюминия приблизительно 14 % (см. табл. 2). Это эквивалентно относительному уменьшению плотности примерно на 17 – 18 % по сравнению с плотностью чистого железа. Снижение плотности сплавов с алюминием связано, в основном, с большим удельным объемом твердого раствора как из-за более низкой массы элементарной ячейки кристаллической решетки, в которой происходит замещение относительно тяжелых атомов железа (55,85 г/моль) легкими атомами алюминия (26,99 г/моль), так и с увеличением объема элементарной ячейки, т. е. дилатацией решетки. Например, период кристаллической решетки гамма-твердого раствора при приблизительно одинаковом содержании прочих легирующих элементов (в первую очередь, углерода) увеличивается от 3,6027 Å в отсутствии алюминия до 3,6317 Å при содержании 5,3 % алюминия [8]. Для сплава с 12 % алюминия полное уменьшение плотности составляет примерно 17 % (при плотности 6,6 г/см^3), при этом уменьшение плотности только из-за дилатации γ-решетки приблизительно составляет 10 %.

Для оценки применения исследуемых сплавов в различных состояниях удобно использовать удельную прочность, т.е. отношение прочности сплавов при заданной температуре к их плотности. Сравнение удельной прочности сплавов при различных температурах испытания показало следующее. При холодной деформации самыми высокопрочными, с высокой пластичностью и наиболее твердыми являются сплавы I группы (рис. 1). Их прочность и твердость может быть увеличена в результате теплой деформации и старения (рис. 2).

Для II группы сплавов характерны высокие уровни свойств при низких температурах, но низкая износостойкость, поскольку их твердость после каждой из обработок не превышает уровня твердости традиционных хромоникелевых нержавеющих сталей в закаленном состоянии. Однако они могут использоваться в литом и деформированном состоянии как высокопрочные, немагнитные конструкционные материалы с пониженной плотностью.

В α-сплавах процессы старения успевают пройти уже при кристаллизации и охлаждении слитков и более существенно проявляются при теплой деформации. В результате деформационного старения по прочности они приближаются к γ-сплавам I группы. Однако в литом состоянии их применение ограничено низкой плас-

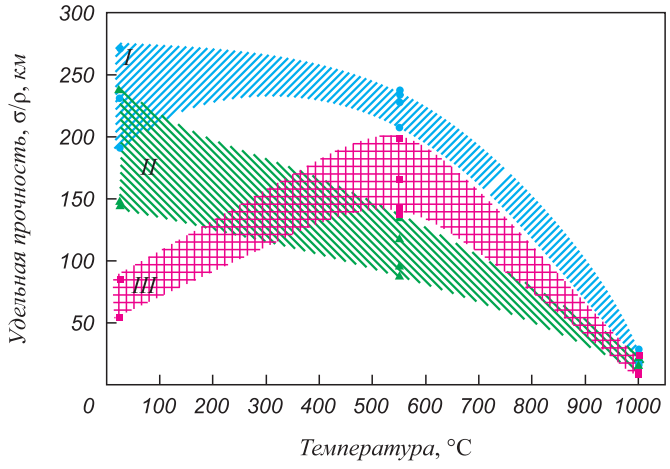

Рис. 1. Удельная прочность Fe–Mn–Al–C–(N) сплавов ри различных температурах испытаний:
I – III – группа сплавов в соответствии с табл. 1

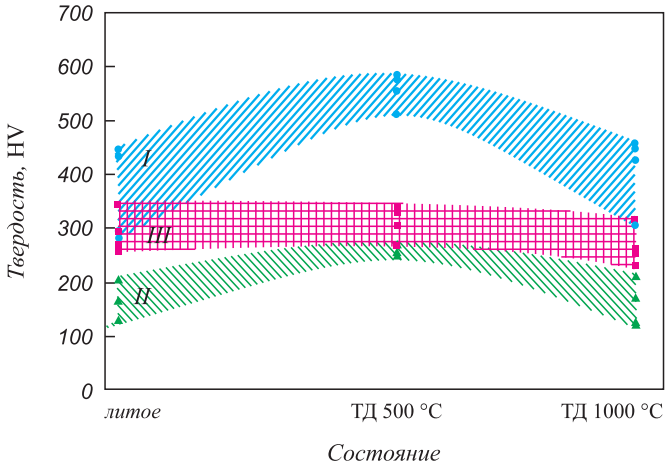

Рис. 2. Твердость Fe–Mn–Al–C–(N) сплавов в литом состоянии, после теплой деформации (ТД) и горячей деформации (ГД):
I – III – группа сплавов в соответствии с табл. 1

тичностью, поэтому их рекомендуется использовать в деформированном состоянии, после исправления литой структуры.

Экспериментальное определение удельной теплопроводности показало, что в пределах каждой группы эта характеристика уменьшается с ростом содержания алюминия (см. табл. 2). Кроме того, в высокоуглеродистых сплавах (I группа) и сплавах, микролегированных азотом, причиной снижения теплопроводности является и примесное рассеяние на атомах углерода (и/или азота). Величины теплопроводности железомарганцевых сплавов с высоким содержанием алюминия близки к аналогичным значениям для классических аустенитных хромоникелевых сталей. Изменение содержания марганца в исследуемых сплавах практически не влияет на молярную теплоемкость и теплопроводность. Молярная теплоемкость всех сплавов уменьшается с увеличением общего легирования, причем для γ-сплавов I и II групп характер этого уменьшения более выраженный, чем для α-сплавав III группы. Теплопроводность всех сплавов уменьшается с увеличением суммарного легирования Al + C + N, т. е. тех легирующих элементов, которые вносят большие искажения в кристаллическую решетку. При этом α-сплавы имеют более высокие значения теплоемкости и теплопроводности, чем γ-сплавы.

Выводы. Регулируя состав сплава и режимы термомеханической обработки, можно сформировать ТРИПЛЕКС-структуру (γ + α + карбиды; γ + ε + карбиды; γ + ε + α) с разным соотношением, размером и распределением фаз, обеспечивающую заданный комплекс механических и физических свойств.

Высокоуглеродистые высоколегированные Fe–Mn–Al–C литые сплавы хорошо деформируются в горячем состоянии вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. Сопротивление горячей деформации растет с повышением содержания алюминия, углерода и азота.

При теплой деформации литых сплавов реализуется высокопрочное состояние ($\sigma_в$ до 1810 МПа), которому соответствует достаточный запас пластичности. Степень деформации всех сплавов при теплой деформации составляет 25 – 50 %. Сопротивление теплой деформации увеличивается с ростом содержания углерода, азота и алюминия.

Легирование большими количествами алюминия (до 15 %) и марганца (до 25 %) уменьшает плотность Fe–Mn–Al–C–N сплавов на 17 – 18 % по сравнению с традиционными высокопрочными сталями. Теплоемкость и теплопроводность всех сплавов уменьшается с увеличением суммарного легирования алюминий + углерод + азот.

Исследуемые высокоалюминиймарганцевые сплавы железа с высокой удельной прочностью могут использоваться как в литом, так и в деформированном состоянии в качестве высокопрочных материалов с большим запасом пластичности, теплостойких и износостойких.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. De Moor E., Gibbs P.J., Speer J.G. etc. Strategies for Third-Generation Advanced High-Strength Steel Development // AIST Transactions, Iron and Steel Technology. 2010. Vol. 7. No. 11. P. 133 – 144.
2. Frommeyer G., Brux U. Microstructures and Mechanical Properties of High-Strength Fe–Mn–Al–C Light-Weight TRIPLEX Steels // Steel Research International. 2006. Vol. 77. No 9 – 10. P. 627 – 633.
3. Han K. H., Choo W. K. Phase Decomposition of Rapidly Solidified Fe–Mn–Al–C Austenitic Alloy // Met. Trans. A. 1989. Vol. 20A. P. 205 – 214.
4. Charles J., Berghezen A. Nickel-free austenitic steels for cryogenic applications: The Fe–23 % Mn–5 % Al–0.2 % C alloys // Cryogenics. 1981. Vol. 21. No 5. P. 278 – 280.
5. Высокопрочные немагнитные стали: Сб. статей. / Под. ред. О.А. Банных. – М.: Наука, 1978. С. 49 – 56.
6. Лившиц Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Машгиз, 1959. – 368 с.
7. Бронз А.В., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э. и др. Экспериментальное исследование высокотемпературной прочности сплавов Fe–Mn–Al–C–N // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 3. С. 57 – 62.
8. Бронз А.В., Капуткин Д.Е., Капуткина Л.М. и др. Влияние химического состава на кристаллическую решетку и физические свойства железомарганцевых сплавов с высоким содержанием алюминия // Металловедение и термическая обработка. 2013. № 12. С. 11 – 15.
9. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G., Svyazhin A.G. etc. Structure and properties of stainless steel alloyed with nitrogen and copper // Metal Science and Heat Treatment. 2009. Vol. 51. No. 5 – 6. P. 286 – 291.
10. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Dissolution and precipitation of excess phases in high-nitrogen steels // Materials Science Forum. 2010. Vol. 638 – 642. P. 3026 – 3031.
11. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High Nitrogen Steels: Today and Tomorrow // Proceed. 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys. – Chennai. Printing House. 2013. P. 12 – 22.
12. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G.. Khadeev G.E. etc. Diagrams of the Hot and Warm Deformation and Strain Aging of Nitrogen-Bearing Austenitic Steels // Metal Science and Heat Treatment. 2013. Vol. 55. No. 5 – 6. P. 322 – 327.

© 2014 г. *Бронз А.В., Капуткин Д.Е., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Свяжин А.Г.*

Поступила 12 сентября 2014 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy. 2014. Vol. 57. No. 11, pp. 43–47.

MECHANICAL AND PHYSICAL PROPERTIES OF CAST Fe–Mn–Al–C–N ALLOYS

***Bronz A.V.*[1]**, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher* (broalex@yandex.ru)
***Kaputkin D.E.*[2]**, *Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Director of the Institute of Undergraduate Studies*
***Kaputkina L.M.*[2]**, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Chief Researcher of the Chair of Plastic deformation of special alloys*
***Kindop V.E.*[2]**, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Department of science*
***Svyazhin A.G.*[2]**, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher of the Chair "Metallurgy of steel and ferroalloys"*

[1] **S.P. Korolev RSC «Energia» JSC** (4A, Lenin Str., Korolev, Moscow Region, 141070, Russia)
[2] **National Research Technological University «MISiS»** (4, Leninsky pr., Moscow, 119049, Russia)

Abstract. Cast Fe + (12.7 – 25.6) % Mn + (0 – 14.4) % Al + (0.02 – 2.18) % C alloys including microalloyed by nitrogen (0,001 – 0,135) % N with high specific strength are experimentally investigated and studied. It is shown that cast high-carbon Fe–Mn–Al–C alloys, well give in to a hot deformation, up to 40 – 50 % of reduction without a firecracking. At a warm strain in investigated alloys the high-tensile condition ($\sigma_в$ to 1810 MPa) is realised at a toughness adequate supply (to 50 %). The Yield stress of high-carbon austenitic alloys (to 2.18 %) Fe–Mn–Al–C at room temperature attains 1200 MPa. Thermal capacity and thermal conduction decrease with increase at total alloying Al + C + N. Investigated alloys of iron with high contents of Mn and Al have high specific strength and can be used in cast and strain condition as high-strength with a toughness large supply, heatproof and wear-resistant.

Keywords: iron-manganese-aluminum alloys; TRIPLEX alloys; microalloying by nitrogen, high-strength alloys; multiphase structure.

REFERENCES

1. De Moor E., Gibbs P.J., Speer J.G. etc. Strategies for Third-Generation Advanced High-Strength Steel Development. *AIST Transactions, Iron and Steel Technology*. 2010. Vol. 7, no. 11, pp. 133–144.
2. Frommeyer G., Brux U. Microstructures and Mechanical Properties of High-Strength Fe–Mn–Al–C Light-Weight TRIPLEX Steels. *Steel Research International*. 2006. Vol. 77, no. 9–10, pp. 627–633.
3. Han K. H., Choo W. K. Phase Decomposition of Rapidly Solidified Fe–Mn–Al–C Austenitic Alloy. *Met. Trans. A*. 1989. Vol. 20A, pp. 205–214.
4. Charles J., Berghezen A. Nickel-free austenitic steels for cryogenic applications: The Fe – 23 % Mn – 5 % Al – 0.2 % C alloys. *Cryogenics*. 1981. Vol. 21, no. 5, pp. 278–280.
5. *Vysokoprochnye nemagnitnye stali. Sbornik statei* [High-strength non-magnetic steel. Collection of articles]. Bannykh O.A. ed. Moscow: Nauka. 1978, pp. 49–56. (In Russ.).
6. Livshits B.G. *Fizicheskie svoistva metallov i splavov* [Physical properties of metals and alloys]. Moscow: Mashgiz, 1959. 368 p. (In Russ.).
7. Bronz A.V., Kaputkina L.M., Kindop V.E., Prokoshkina V.G., Svyazhin A.G. Experimental study of high-strength alloys Fe–Mn–Al–C–N. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2012, no. 3, pp. 57–62. (In Russ.).
8. Bronz A.V., Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Kindop V.E., Svyazhin A.G. Effect of chemical composition on the crystal lattice and physical properties of iron-manganese alloys with high content of aluminum. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014, vol.55, no. 11–12, pp. 647–651.
9. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G., Svyazhin A.G. etc. Structure and properties of stainless steel alloyed with nitrogen and copper. *Metal Science and Heat Treatment*. 2009. Vol. 51, no. 5–6, pp. 286–291.
10. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Dissolution and precipitation of excess phases in high-nitrogen steels. *Materials Science Forum*. 2010. Vol. 638–642, pp. 3026–3031.
11. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High Nitrogen Steels: Today and Tomorrow. *Proceed. 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys*. Chennai. Printing House. 2013, pp. 12–22.
12. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G.. Khadeev G.E. etc. Diagrams of the Hot and Warm Deformation and Strain Aging of Nitrogen-Bearing Austenitic Steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013. Vol. 55, no. 5–6, pp. 322–327.

Acknowledgements. The work was performed as part of the job of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation no. 11.1943.2014 / K.

Received September 12, 2014