

*А.В. Бронз, Л.М. Капуткина, В.Э. Киндон,
В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЛИТЫХ ВЫСОКОАЛЮМИНИЙМАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Новые принципы создания усовершенствованных транспортных систем, например легковесных кузовных конструкций автомобилей высоких стандартов безопасности с уменьшенным расходом топлива и выбросом выхлопных газов, требуют использования высокопрочных сталей, обладающих хорошей пластичностью в сочетании с высокими значениями демпфирующих свойств и пониженным удельным весом.

Указанным требованиям удовлетворяют высокопрочные сплавы, созданные на основе Fe–Mn–Al–C, представляющие собой новую группу так называемых TRIPLEX сплавов с высоким содержанием марганца и алюминия.

На начальном этапе основная идея создания композиции таких сплавов, содержащих марганец (12,7 – 25,6 %), алюминий (до 14,4 %), углерод или азот, была в основном мотивирована возможностью заменить ими более дорогостоящие аустенитные хромоникелевые коррозионностойкие стали. При этом выбор нового комплекса легирования высокомарганцевых сплавов, содержащих алюминий, углерод и азот, а соответственно и новый набор реализуемых в сплавах свойств, дает новые возможности их применения. Данные сплавы обладают высоким уровнем пластичности в сочетании с высокой удельной прочностью и востребованы с точки зрения их применения в автомобильной промышленности [1]. Такое сочетание механических свойств позволяет усовершенствовать процессы глубокой вытяжки и гибки тонколистовых сталей для производства специальных заготовок и высоконагруженных элементов конструкции автомобилей.

Вместе с тем, высокоалюминиймарганцевые сплавы немагнитны (или слабомагнитны) в термообработанном состоянии и легче традиционных высокопрочных конструкционных сталей на 10 – 20 %, что делает возможным их применение в качестве материала для легких высокопрочных вращающихся деталей в высокочастотном электрооборудовании благодаря их низкому удельному весу.

Кроме того, эти сплавы перспективно применять в криогенной технике для транспортировки и хранения сжиженных газов [2].

Из литературных данных [2 – 7] известно, что в высокомарганцевых сплавах возможно образование парамагнитного ϵ -мартенсита с ГПУ-решеткой по сдвиговому механизму мартенситного типа, максимальное количество которого наблюдается при концентрации марганца около 17 % (по массе). Характерной особенностью высокоалюминиймарганцевых сплавов с большим содержанием углерода является наличие в структуре каппа-карбида переменного состава $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}_{1-x}$ с упорядоченной по типу L12 ГЦК-решеткой, в которой на гранях расположены атомы железа или марганца, в вершинах куба – алюминий, а в центре находится атом углерода.

В настоящее время в мировой практике появляется все больше работ, направленных на изучение превращений и процессов структурообразования в вышеупомянутых типах сплавов для лучшего регулирования достигаемых свойств, учитывая сложность производства, особенно высоколегированных сталей [2, 5 – 8].

Большое внимание в последнее время уделяется легированию сталей азотом. Он превосходит многие другие легирующие элементы и даже углерод по упрочняющей способности, увеличению коррозионной стойкости, эффективнее обеспечивает в ряде случаев и другие физико-механические свойства сталей [9 – 11]. Целесообразно использование азота в роли легирующего компонента и с учетом экономической эффективности. Поэтому целью настоящей работы было исследование влияния на структуру и свойства Fe–Mn–Al–C сплавов микролегирования азотом, учитывая, что азот в небольших количествах практически всегда присутствует в стали, а также то, что повышенное содержание марганца способствует увеличению растворимости азота в расплаве и твердом состоянии.

Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1.

Выплавка сплавов 1 – 11 осуществлялась в лабораторной вакуумной печи сопротивления с вольфрамовым нагревателем при температуре 1600 °С методом сплавления следующих шихтовых компонентов: карбонильное железо + марганец металлический или ферромарганец + алюминий технической чистоты. Для перемешивания и

Таблица 1

Химический состав исследуемых сплавов

Номер сплава	Массовая доля элемента, % (по массе)				
	Mn	Al	Si	C	N*
1	21,2	6,2	0,50	1,10	0,006
2	19,1	9,0	0,50	2,18	0,001
3	23,9	4,0	0,54	1,80	0,032
4	25,3	0,01	0,20	0,02	0,014
5	23,7	7,5	0,20	0,05	0,008
6	22,6	14,4	0,20	0,05	0,007
7	23,8	4,6	0,20	0,05	0,020
8	25,6	0,01	0,20	0,03	0,135
9	23,7	8,1	0,20	0,05	0,008
10	24,3	11,5	0,20	0,03	0,045
11	24,1	5,3	0,32	0,04	0,024

* Общее содержание азота в сплаве, определенное методом экстракции на приборе фирмы LECO TN-136

насыщения сплавов азотом плавку продували через погружаемую трубку аргоном и азотом. Для последующих исследований отбирали пробы в кварцевые трубки диаметром 6,0 – 8,0 мм. Литые образцы сплавов представляли собой цилиндры диаметром 5,0 – 7,0 мм, которые в дальнейшем исследовали в литом состоянии или подвергали термической и термомеханической обработке с горячей деформацией сжатием (осадкой) при температуре 950 – 1000 °С со скоростью деформации 0,1 с⁻¹ вдоль оси цилиндрических образцов высотой 9,70 – 11,45 мм и диаметром 5,50 – 6,20 мм с использованием испытательного комплекса Gleeble System 3800. При этом получали диаграммы горячей деформации, а также оценивали прочность и деформируемость литых сплавов. После деформации образцы резко (не менее 50 град/с) охлаждали с помощью воздушных форсунок.

Исследовали диаграммы фазовых равновесий, рассчитанные с помощью программы Thermo-Calc для базовых систем легирования и с близким к экспериментальным сплавам содержанием примесей (рис. 1).

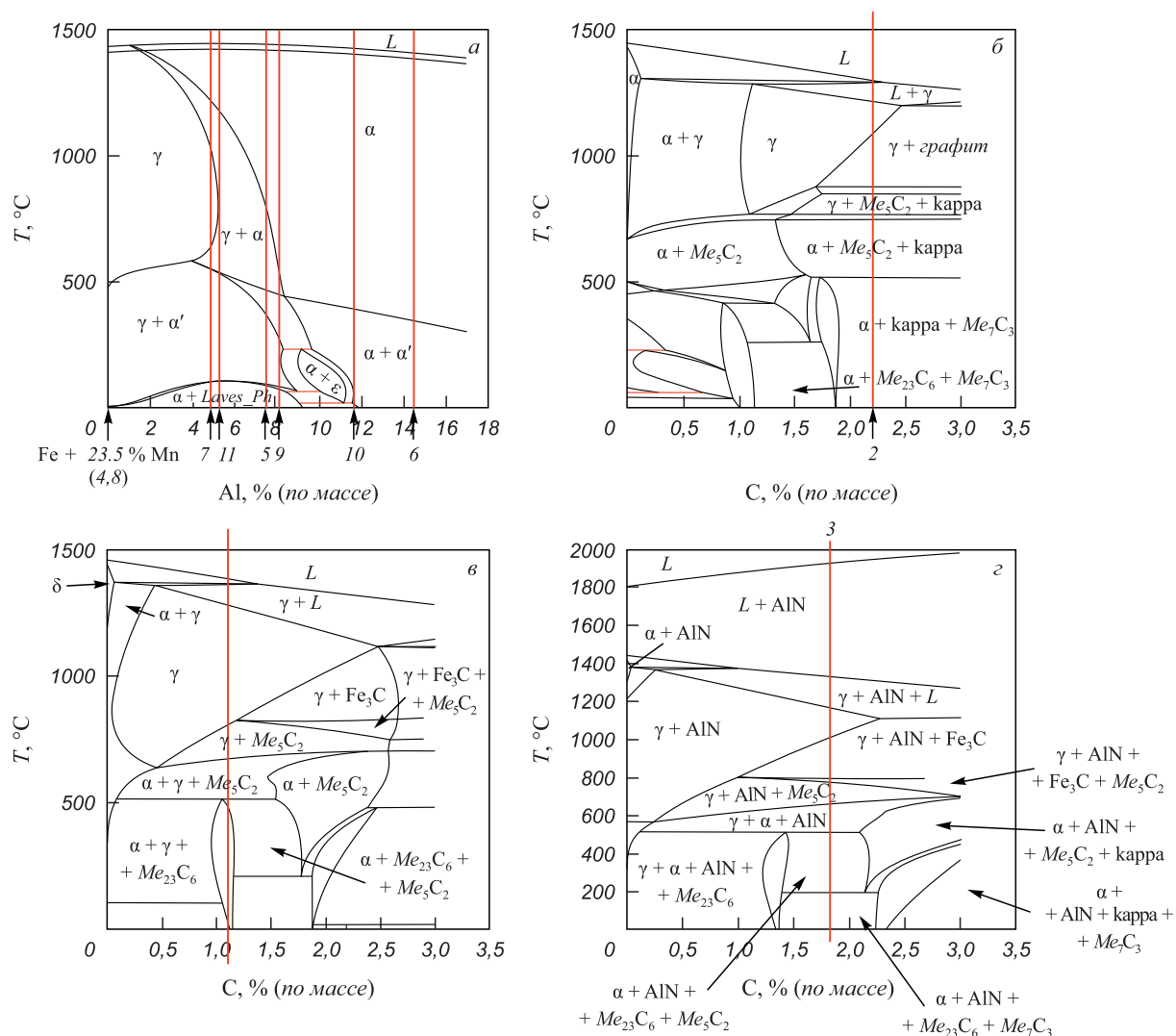


Рис. 1. Политермические разрезы диаграмм фазовых равновесий: (Fe + 23,5 % Mn)–Al для сплавов 4 – 11 (а), (Fe + 19,1 % Mn + 9,0 % Al + 0,50 % Si)–C для сплава 2 (б); (Fe + 21,2 % Mn + 6,2 % Al + 0,50 % Si)–C для сплава 1 (в); (Fe + 23,9 % Mn + 4,0 % Al + 0,54 % Si)–C для сплава 3 (г)

Вертикальные линии на политермических разрезах рассчитанных диаграмм соответствуют конкретным химическим составам исследуемых сплавов. На диаграммах обозначены возможные области образования фаз в исследуемых сплавах.

Экспериментально методами металлографического, рентгеноструктурного и магнитометрического анализа, измерением твердости изучали структуру, фазовый состав, намагниченность Fe–Mn–Al–C–(N) сплавов в литом и закаленном после горячей деформации состояниях. Выявление микроструктуры проводили с помощью электролитического травления в растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте.

Анализ диаграмм фазовых равновесий позволяет прогнозировать следующее. Безалюминиевые двойные сплавы 4, 8 (Fe + 23,5 % Mn, рис. 1, а) после ускоренного охлаждения должны быть чисто аустенитными, поскольку марганец эффективный γ -стабилизатор, т.е. расширяет γ -область и снижает температуру мартенситного превращения M_s . При легировании алюминием, который напротив, является сильным α -стабилизатором, область существования γ -твердого раствора сужается. Поэтому сплавы 7, 11, 5, 9 по мере увеличения содержания алюминия могут иметь двухфазную ($\gamma + \alpha$) структуру с увеличением доли α -фазы, а сплавы 6, 10 – быть полностью ферритными.

Известно [3], что двойные сплавы Fe–Mn с высоким содержанием марганца склонны к расслоению в жидкой фазе на области, обогащенные марганцем, вплоть до состава, соответствующего образованию β -Mn и области с относительно малой концентрацией марганца. Кроме того, в ходе ускоренного охлаждения в сплавах Fe–Mn с содержанием марганца 10 – 27 % возможно $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение с образованием парамагнитного ϵ -мартенсита с ГПУ-решеткой по сдвиговому механизму мартенситного типа [3 – 4]. В результате ускоренно охлажденные литые сплавы с высоким содержанием марганца могут иметь трехфазную структуру $\gamma + \epsilon + \beta$ -Mn.

Легирование алюминием уменьшает расслоение, расширяет область существования α -фазы, подавляет $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение, в результате в исследуемом диапазоне концентраций Mn и Al в тройных сплавах в структуре может быть либо только α -фаза, либо α -фаза с небольшим количеством аустенита или ϵ -мартенсита.

Микролегирование азотом также способствует уменьшению расслоения расплава (рис. 2), стабилизации аустенита, понижению температуры мартенситного превращения и, следовательно, уменьшению количества ϵ -мартенсита, образующегося при охлаждении. Добавка азота в количестве до 0,135 % (сплав 8) незначительно изменяет вид диаграммы, азот в таком количестве полностью растворяется в аустените. При большем содержании азота на диаграмме появляются нитрид алюминия и газовая фаза, прохождение через которую при кристаллизации сплава может приводить к появлению пор и несплошностей в литом материале.

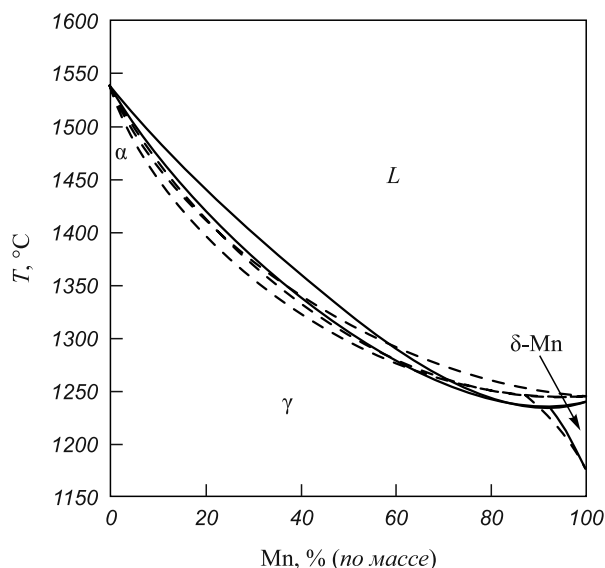


Рис. 2. Участок политермического разреза диаграммы фазовых равновесий для сплава системы Fe–Mn (сплошная линия) и (Fe + 0,135 % N)–Mn (пунктирная линия)

Легирование Fe–Mn–Al сплавов углеродом или углеродом и азотом еще больше усложняет вид диаграмм фазовых равновесий, изменяет положения существования различных фаз и в результате при комнатной температуре сплавы 1 – 3 могут быть аустенитными или дополнительно содержать карбиды (карбонитриды).

Фазовые составы литых сплавов, рассчитанные по Thermo-Calc и полученные с помощью рентгенографического исследования, приведены в табл. 2.

Экспериментальные результаты рентгеноструктурного фазового анализа хорошо согласуются с прогно-

Таблица 2

Фазовые составы литых сплавов при 25 °С

Номер сплава	Фазовый состав	
	Расчет	Эксперимент
1	$\alpha + \gamma + Me_xC_y$	γ + карра(следы)
2	$\alpha + Me_xC_y$ + карра	γ + карра
3	$\alpha + AlN + Me_xC_y$ (+ карра + AlN)*	γ
4	$\gamma + \alpha (+ \epsilon + AlN)$	$\gamma + \epsilon + \beta$ -Mn
5	$\alpha (+ \gamma)$	α
6	α	$\alpha + \epsilon$
7	$\alpha + \gamma(+ AlN)$	$\gamma + \epsilon$ (следы)
8	$\gamma + \alpha + AlN(+ \epsilon)$	$\gamma + \epsilon + \beta$ -Mn
9	$\alpha (+ \gamma)$	$\alpha + \epsilon$
10	$\alpha(+ AlN)$	$\alpha + \gamma$ (следы)
11	$\alpha + \gamma(+ AlN)$	γ

* Здесь и далее в таблицах в скобках указаны фазы, нахождение в сплаве которых возможно в очень малых количествах.

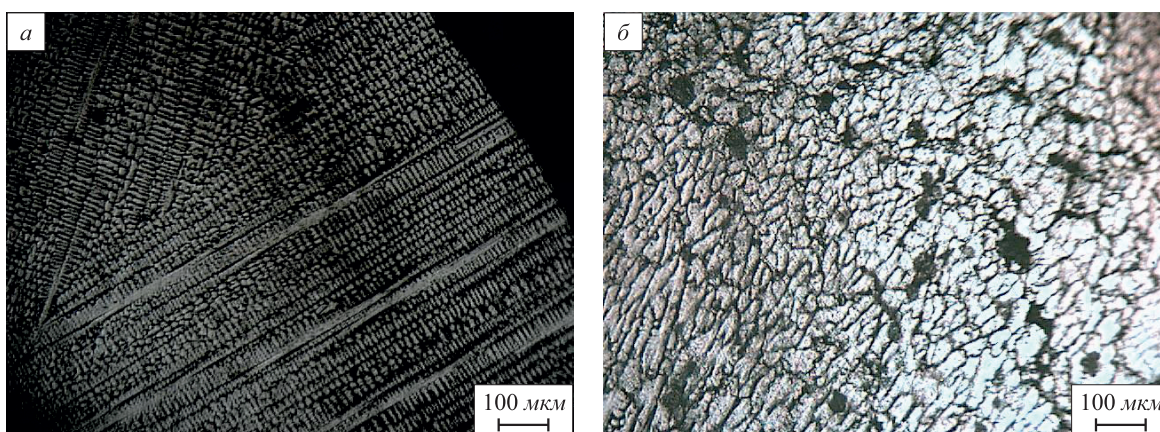


Рис. 3. Микроструктура сплавов в литом состоянии (а) и после горячего сжатия (б), $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Поперечное сечение слитков сплавов 3 и 2

зируемыми на основе расчетных диаграмм фазовых равновесий только при учете условий кристаллизации и охлаждения. В результате ускоренного охлаждения и малого количества азота не обнаружено нитрида алюминия AlN в сплавах 1, 2, 4, 8, и высокотемпературных карбидов Me_xC_y в высокоуглеродистых сплавах 1, 2, 3. Расслоение и ликвация по марганцу проявились путем появления ϵ -фазы в сплавах 4, 6, 7, 8, 9, а в сплавах 4 и 8 наблюдали фазу β -Mn. Ускоренное охлаждение при низких температурах способствовало переохлаждению аустенита до комнатной температуры. Поэтому α -фазу наблюдали лишь в безуглеродистых сплавах 5, 6, 9, 10. При комнатной температуре в литых ускоренно охлажденных сплавах 1 – 3 с большим содержанием углерода за счет предотвращения выделения карбидов, особенно выделяющихся при сравнительно низких температурах, наблюдалась аустенитная матрица с некоторым количеством более высокотемпературного каппа-карбида.

После горячей деформации в исходно литых сплавах с явно выраженной дендритной структурой (рис. 3, а) наблюдали уменьшение неоднородности по химическому составу, сложную траекторию движения ветвей дендритов и зерен по направлению течения металла (рис. 3, б). Неравномерная деформация приводила и к неоднородному протеканию рекристаллизации в объеме образца.

В целом, степень развития рекристаллизации при одинаковых параметрах горячей деформации возрастала в следующем ряду сплавов: Fe–Mn–(N), Fe–Mn–Al–C–(N), Fe–Mn–Al–(N). Такая последовательность определялась следующими факторами: в основном уровнем напряжений и скоростью диффузии, а в конечном счете составом, исходной структурой и структурой при температуре горячей деформации. В итоге максимально полно рекристаллизация проходила в сплавах 5 и 9, которые при температуре деформации имели структуру феррита. Это, безусловно, определило более высокую скорость диффузии в ОЦК-решетке по сравнению с ГЦК.

Можно отметить, что все сплавы, в том числе высокоуглеродистые высоколегированные Fe–Mn–Al–C литые сплавы, хорошо деформируются в горячую, вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. Сопротивление горячей деформации σ_{max} (табл. 3) растет с повышением содержания алюминия, углерода и азота, и, естественно, меньше для феррита по сравнению с аустенитом.

После нагрева, трехминутной выдержки при температуре деформации, горячего сжатия и резкого охлаждения в сплаве 3 дополнительно появились каппа-карбид и феррит (мартенсит), в сплавах 5, 6, 9 дополнительно обнаружен аустенит, сплав 10 имел практически полностью аустенитную структуру (табл. 4). Этот факт, воз-

Таблица 3

Сопротивление горячей деформации сплавов при скорости деформации $0,1\text{ с}^{-1}$

Показатель	Номер сплава				
	1	2	3	5	6
$T_{\text{деф.}},\text{ }^{\circ}\text{C}$	1000	1000	1000	950	950
Фазовый состав при $T_{\text{деф}}$	γ	γ (+ графит)	γ (+ AlN)	α (+ γ)	α
$\sigma_{\text{max}}^{1000\text{ }^{\circ}\text{C}},\text{ МПа}$	119	198	170	68	52
$\epsilon_{\text{max}},\text{ \%}$	12	8	6	50	27

Таблица 4

Фазовый состав сплавов в литом и закаленном после горячей деформации состоянии

Номер сплава	Фазовый состав	
	в литом состоянии	после горячего сжатия $T = 950 - 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$
1	$\gamma + \text{карра(следы)}$	$\gamma + \text{карра}$
2	$\gamma + \text{карра}$	$\gamma + \text{карра}$
3	γ	$\alpha + \gamma + \text{карра}$
4	$\gamma + \varepsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + \varepsilon + \beta\text{-Mn}$
5	α	$\alpha + \gamma$
6	$\alpha + \varepsilon$	$\alpha + \varepsilon(\text{следы}) + \gamma(\text{следы})$
7	$\gamma + \varepsilon(\text{следы})$	γ
8	$\gamma + \varepsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + \varepsilon + \beta\text{-Mn}$
9	$\alpha + \varepsilon$	$\alpha + \gamma(\text{следы})$
10	$\alpha + \gamma(\text{следы})$	$\gamma + \alpha(\text{следы})$
11	γ	γ

можно, связан с тем, что нагрев и выдержка ($T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 мин.), а затем и сама горячая деформация сопровождаются некоторым выравниванием по составу аустенита: в основном по марганцу, алюминий при этом перераспределяется слабо, в результате могут появляться области, в которых соотношение Al:Mn уменьшается и становится возможным образование γ -фазы.

Выводы. Возможно получать высоколегированные сплавы на основе Fe–Mn–Al–C–N в широком диапазоне концентраций легирующих элементов. Регулируя состав сплава и режимы термомеханической обработки, можно сформировать триплекс-структуру (γ – α – k -карбид; γ – ε – k -карбид; γ – ε – α) с разным соотношением, размерами и распределением фаз, обеспечивающую заданный комплекс механических и физических свойств.

УДК 621.791

**В.Г. Шморгун, Ю.П. Трыков, Д.Ю. Донцов,
О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов**

Волгоградский государственный технический университет

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ТИТАНО-СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА*

Технология получения нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК) предусматривает сварку взрывом

Добавка азота уменьшает расслоение расплава, стабилизирует аустенит, понижает температуру мартенситного превращения, а, следовательно, уменьшает количество ε -мартенсита, образующегося при охлаждении.

Легирование алюминием также уменьшает расслоение по марганцу, расширяет область существования α -фазы, определяет возможность образования каппа-карбида, тормозит процессы рекристаллизации при горячей деформации, что нужно учитывать при назначении режимов термической и термомеханической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Grassel O., Kruger L., Frommeyer G., Meyer L.W. // International Journal of Plasticity. 2000. No 16. P. 1391 – 1409.
2. Frommeyer G., Brux U. // Steel Research International. 2006. Vol 77. No 9 – 10. P. 627 – 633.
3. Богачев И.Н., Егорова В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 295 с.
4. Волюнова Т.Ф. Высокомарганцевые стали и сплавы. – М: Металлургия, 1988. – 343 с.
5. Mazancova E., Jonst Z., Mazanec K. Structural Metallurgy Properties of high manganese Fe-Mn-Al-C alloy // METALL 2008, Hradec nad Moravici, May, 13 – 15.
6. Кривоногов Г.С., Алексеев М.Ф., Соловьева Г.Г. // ФММ. 1975. № 39. С. 86 – 92.
7. Сторчак Н.А., Драчинская А.Г. // ФММ. 1977. № 44. С. 123 – 130.
8. Han K.H., Kang T.S. and Laughlin D.E. Thermomechanical Treatment of an Fe–Mn–Al–C Sideband Alloy // Proc. of International Conference with 1988 World Materials Congress, Chicago, IL. 1988. Sept. 24 – 30, P. 69 – 75.
9. Прокошкина В.Г., Капуткина Л.М., Свяжин А.Г. // Митом. 2000. № 9. С. 10 – 15.
10. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г. Фазовые и структурные превращения в сталях // Сб. науч. тр. / Под ред. В.Н. Урцева. – Магнитогорск, 2008. Вып. 5. С.138 – 156.
11. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. // Митом. 2000. № 12. С. 3 – 6.

© 2012 г. А.В. Бронз, Л.М. Капуткина, В.Э. Киндоп,
В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин
Поступила 19 июня 2012 г.

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р_поволжье_а.

многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1 – 3].