

*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 и 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 $(Fe, Mn)_3AlC_{1-x}$ 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).

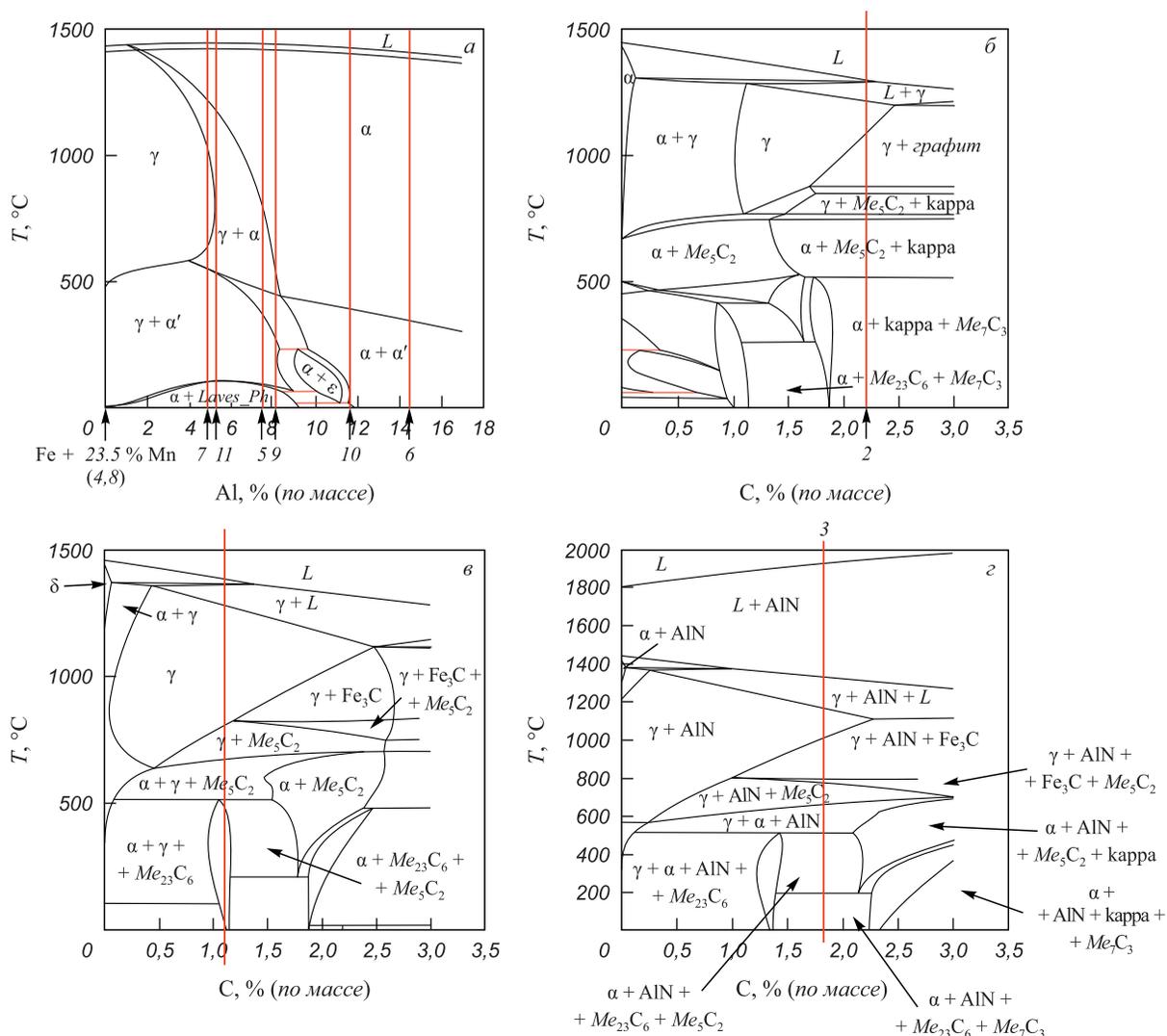


Рис. 1. Политермические разрезы диаграмм фазовых равновесий: (Fe + 23,5 % Mn)–Al для сплавов 4 – 11 (а), (Fe + 19,1 % Mn + 9,0 % Al + 0,50 % Si)–C для сплава 2 (б); (Fe + 21,2 % Mn + 6,2 % Al + 0,50 % Si)–C для сплава 1 (в); (Fe + 23,9 % Mn + 4,0 % Al + 0,54 % Si)–C для сплава 3 (г)

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_n . 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 растворится 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.

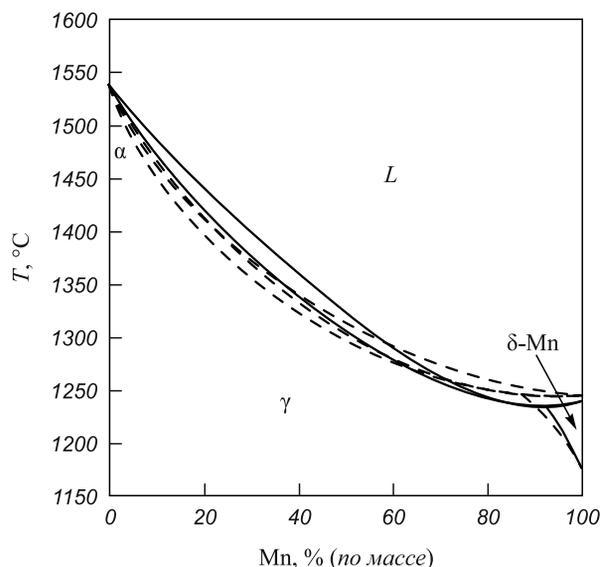


Рис. 2. Участок политермического разреза диаграммы фазовых равновесий для сплава системы Fe–Mn (сплошная линия) и (Fe + 0,135 % N)–Mn (пунктирная линия)

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	$\alpha + \gamma + Me_xC_y$	$\gamma + \text{карра(следы)}$
2	$\alpha + Me_xC_y + \text{карра}$	$\gamma + \text{карра}$
3	$\alpha + \text{AlN} + Me_xC_y$ (+ $\text{карра} + \text{AlN}$) [*]	γ
4	$\gamma + \alpha (+ \epsilon + \text{AlN})$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
5	$\alpha (+ \gamma)$	α
6	α	$\alpha + \epsilon$
7	$\alpha + \gamma(+ \text{AlN})$	$\gamma + \epsilon(\text{следы})$
8	$\gamma + \alpha + \text{AlN}(+ \epsilon)$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
9	$\alpha (+\gamma)$	$\alpha + \epsilon$
10	$\alpha(+\text{AlN})$	$\alpha + \gamma(\text{следы})$
11	$\alpha + \gamma(+\text{AlN})$	γ

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

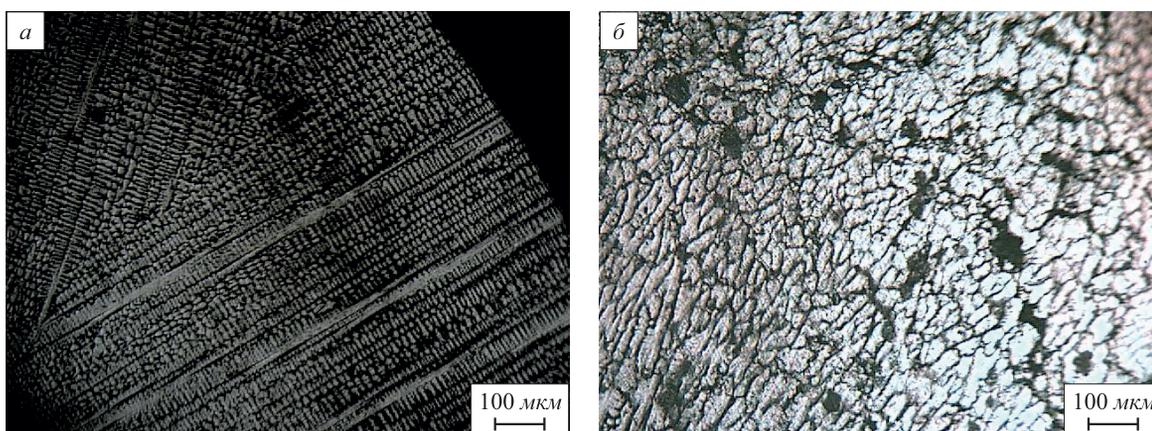


Рис. 3. Микроструктура сплавов в литом состоянии (а) и после горячего сжатия (б), $T = 1000$ °С. Поперечное сечение слитков сплавов 3 и 2

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
$T_{деф.}$, °С	1000	1000	1000	950	950
Фазовый состав при $T_{деф.}$	γ	γ (+ графит)	γ (+ AlN)	α (+ γ)	α
$\sigma_{max}^{1000 \text{ °С}}$, МПа	119	198	170	68	52
ϵ_{max} , %	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 горячей 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	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
5	α	$\alpha + \gamma$
6	$\alpha + \epsilon$	$\alpha + \epsilon(\text{следы}) + \gamma(\text{следы})$
7	$\gamma + \epsilon(\text{следы})$	γ
8	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
9	$\alpha + \epsilon$	$\alpha + \gamma(\text{следы})$
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., Bruh 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. Вольнова Т.Ф. Высокомарганцевые стали и сплавы. – М: Металлургия, 1988. – 343 с.
5. Mazancova E., Jonsta 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.

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].

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

Титан имеет весьма высокую склонность к карбидообразованию, а углерод в стали является наиболее диффузионно-подвижным элементом, поэтому понимание процессов, протекающих в околосшовной зоне при нагреве соединений титан-сталь с различным содержанием углерода, необходимо как на этапе выбора конструкции СИК этой системы, так и при назначении режимов его высокотемпературной термообработки.

Исследования проводили на 15-слойных композитах (с чередующимися слоями титана и стали суммарной толщиной 1,2 мм) следующего состава: ВТ1-0 + 08кп и ВТ1-0 + У7, изготовленных по комплексной технологии, предусматривающей сварку взрывом и последующую прокатку при 700 °С.

При проведении исследований применялось следующее оборудование: рентгеновский дифрактометр ДРОН-3, микротвердомер ПМТ-3М, вакуумная печь СВШЛ 0,6-2/16, материаловедческий микроскоп Olympus ВХ61, вакуумная установка АЛА-ТОО (ИМАШ 20-75).

Для оценки прочности интерметаллидной прослойки и предела текучести твердого раствора железа в титане использовали правило смеси [4]:

$$\sigma_{\text{инт}} = \frac{\sigma_{\text{сик}} - \sigma_{02\phi} V_{\phi}}{V_{\text{инт}}}, \quad (1)$$

$$\sigma_{02\text{Ti}} = \frac{\sigma_{\text{сик}} - \sigma_{02\phi} V_{\phi} - \sigma_{\text{инт}} V_{\text{инт}}}{V_{\text{Ti}}}, \quad (2)$$

где $\sigma_{\text{инт}}$, $\sigma_{\text{сик}}$ – предел прочности интерметаллида и слоистого интерметаллидного композита при соответствующей температуре испытания; $\sigma_{02\phi}$ и $\sigma_{02\text{Ti}}$ – предел текучести феррита и твердого раствора железа в титане при соответствующей температуре испытания; V_{ϕ} , V_{Ti} и $V_{\text{инт}}$ – объемная доля феррита, твердого раствора и интерметаллидной прослойки.

В работах [5 – 7], касающихся влияния нагрева на структуру и свойства соединений титана со сталями с различным содержанием углерода, авторы ограничились исследованиями в интервале температур 500 – 600 °С, что, тем не менее, позволило им сделать ряд принципиальных выводов, наиболее важными из которых являются следующие:

- с увеличением в стали исходного содержания углерода прочность соединения при нагреве до 600 °С падает менее заметно, что связано со способностью низкоуглеродистых сталей к большему упрочнению при динамическом нагружении и, поэтому, к большему разупрочнению их ферритной составляющей при последующем нагреве;
- в процессе длительного нагрева стали с большим содержанием углерода у границы раздела металлов обезуглероживаются в большей степени.

В настоящей работе влияние содержания углерода в стальном слое на структуру и свойства слоистого тита-

но-стального композита изучали в интервале температур 750 – 950 °С.

Установлено, что с увеличением времени отжига количество перлитных зерен как в стали 08кп, так и в У7 уменьшается. Обезуглероженный (ферритный) слой с ориентацией зерен перпендикулярно границе соединения в стали 08кп появляется при температуре 800 °С, а в стали У7 – при 950 °С при фиксированной длительности отжига 1 ч (см. рисунок). При этом твердость стали У7 понижается с 2,06 – 2,17 ГПа при 800 °С до 1,27 – 1,33 ГПа при 950 °С.

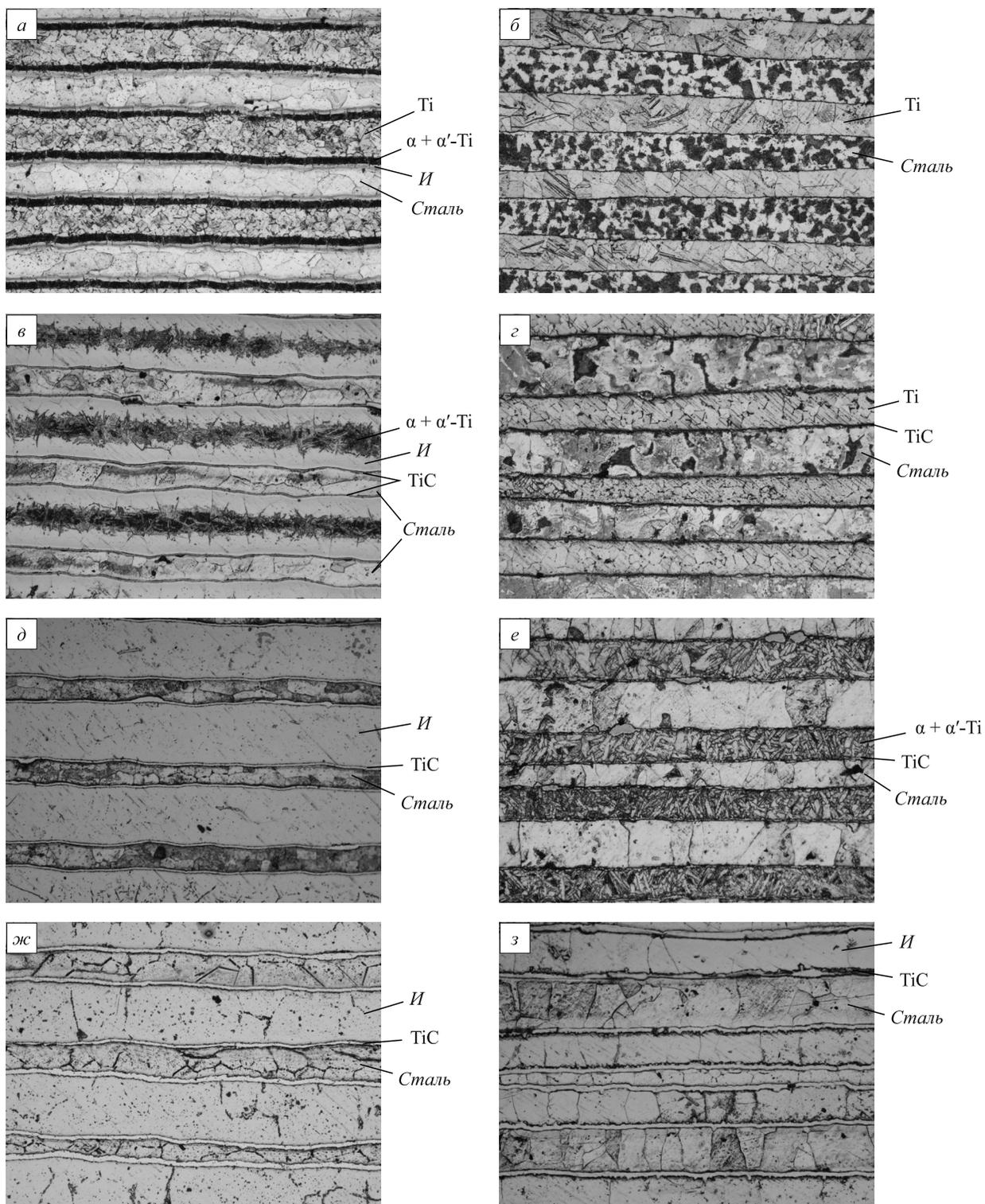
Диффузионная прослойка в титано-стальном композите состава ВТ1-0 + 08кп твердостью 4,88 – 5,03 ГПа формируется поэтапно. При температуре термообработки до 800 °С она имеет игольчатую структуру с твердостью 4,15 – 4,27 ГПа и состоит из твердых растворов титана ($\alpha + \alpha'$) и интерметаллидных соединений титана с железом (по данным работы [5] твердость сплавов Ti–Fe с повышением в них содержания последнего изменяется следующим образом: 2 % Fe – 2 ГПа, 4 % Fe – 3,05 ГПа, 6 – 9 % Fe – 4,5 ГПа).

При температуре выше 800 °С между стальным слоем и игольчатой прослойкой образуется прослойка интерметаллидного состава (Fe_2Ti и FeTi) твердостью 4,15 – 4,27 ГПа. При 950 °С (выдержка 1ч) структура СИК формируется окончательно и состоит из чередующихся интерметаллидных и ферритных слоев, между которыми располагается тонкая прослойка TiC твердостью до 20 ГПа.

Отжиг композита состава ВТ1-0 + У7 в интервале температур нагрева 800 – 900 °С при выдержке 1 ч не приводит к заметным структурным изменениям в титановых слоях, твердость которых остается на уровне 2,08 – 2,15 ГПа. На границе раздела слоев металлографически наблюдается только прослойка карбидов TiC, большей, чем в композите со сталью 08кп толщины и твердости (до 28 ГПа). При 950 °С титановый слой имеет игольчатую структуру, которая при увеличении времени выдержки до 3 ч трансформируется в прослойку интерметаллидного состава твердостью 4,48 – 4,59 ГПа.

Поскольку слоистые интерметаллидные композиты могут иметь не только феррит-интерметаллидную структуру, но и структуру с чередующимися слоями феррита, интерметаллида и твердого раствора железа в титане, определение температурной зависимости предела текучести последнего является актуальной задачей.

Механические испытания слоистых интерметаллидных композитов показали (табл. 1), что СИК с $V_{\text{инт}} = 27\%$ (структура СИК феррит-интерметаллид-твердый раствор железа в титане) при 20 °С имеют прочность 550 – 710 МПа, что превосходит прочность титана (410 МПа) и стали (300 МПа). Композит с $V_{\text{инт}} = 72\%$ (структура СИК феррит-интерметаллид) показал прочность на уровне 250 – 350 МПа. Столь резкое снижение прочности обусловлено увеличением



Микроструктуры 15-слойных композитов состава титан ВТ1-0 + сталь 08кп (а, в, д, ж) и титан ВТ1-0 + сталь У7 (б, г, е, з) после нагрева: 800 °С, 1 ч – а, б; 900 °С, 1 ч – в, г; 950 °С, 1 ч – д, е; 950 °С, 3 ч – ж, з; $\times 200$

объемной доли интерметаллидных прослоек. Пластичность СИК (3 – 5 %) была ниже, чем у исходных материалов (31 % – титан ВТ1-0 и 36 % – сталь 08кп).

При 700 °С прочность композита с $V_{\text{инт}} = 27\%$ понизилась до 190 – 250 МПа, а композита с $V_{\text{инт}} = 72\%$ возросла до 410 – 550 МПа. При этом пластичность увеличилась до 20 – 30 и до 5 – 13 % соответственно.

Испытания при 800 °С показали фактически одинаковый уровень прочности (62 – 140 МПа) и высокую пластичность всех испытанных образцов этой серии.

В табл. 2 представлены полученные расчетным путем средние значения прочности интерметаллидной прослойки в зависимости от температуры испытания. Их анализ свидетельствует об аномальной зависимости

Таблица 1

Результаты механических испытаний СИК

Число слоев	Объемная доля интерметаллидов, %	20 °С		700 °С		800 °С	
		$\sigma_{СИК}$, МПа	δ , %	$\sigma_{СИК}$, МПа	δ , %	$\sigma_{СИК}$, МПа	δ , %
3	27	550 – 710	3 – 5	190 – 250	20 – 30	62 – 92	50 – 60
9	72	250 – 350	2 – 4	410 – 550	5 – 13	80 – 140	25 – 40

Таблица 2

Механические свойства феррита (эксперимент), интерметаллидной прослойки и твердого раствора (расчет)

20 °С			700 °С			800 °С		
$\sigma_{02ф}$, МПа	$\sigma_{инт}$, МПа	$\sigma_{02Тi}$, МПа	$\sigma_{02ф}$, МПа	$\sigma_{инт}$, МПа	$\sigma_{02Тi}$, МПа	$\sigma_{02ф}$, МПа	$\sigma_{инт}$, МПа	$\sigma_{02Тi}$, МПа
175	279 – 418	946 – 1218	59	547 – 741	50 – 70	53	90 – 174	50 – 70

предела прочности от температуры, что полностью соответствует данным работы [4]. Расчет предела текучести твердого раствора железа в титане, выполненный по уравнению (2) с привлечением данных, представленных в табл. 1, позволил установить следующее. При комнатной температуре расчетные значения $\sigma_{02Тi}$ находятся на уровне 946 – 1218 МПа, а при 800 °С – 50 – 70 МПа. Такая температурная зависимость $\sigma_{02Тi}$ характерна для бинарных сплавов системы Ti–Fe, содержащих около 10 % железа [7].

Выводы. Увеличение содержания углерода в стальных слоях многослойного титано-стального композита приводит к росту температуры и времени выдержки при отжиге, необходимой для формирования структуры СИК в виде чередующихся интерметаллидных и ферритных слоев, росту толщины и твердости прослойки TiC, снижению твердости интерметаллидных слоев.

Поскольку повышение жаропрочных свойств СИК системы Ti–Fe достигается за счет увеличения объемной доли интерметаллидных прослоек, а прочность при комнатной температуре – за счет увеличения объемной доли прослоек твердого раствора железа в титане, использование средне- и высокоуглеродистых сталей в

качестве металлической основы СИК системы Ti–Fe нецелесообразно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М. // Конструкции из композиционных материалов. 2006. № 4. С. 133 – 134.
2. Шморгун В.Г., Трыков Ю.П., Слаутин О.В. // Конструкции из композиционных материалов. 2005. № 3. С. 3 – 9.
3. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Донцов Д.Ю. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 20 – 22.
4. Шморгун В.Г., Трыков Ю.П., Слаутин О.В., Абраменко С.А. // Конструкции из композиционных материалов. 2008. № 2. С. 1 – 7.
5. Казак Н.Н., Седых В.С., Трыков Ю.П. // Материалы научной конференции ВПИ. – Волгоград, 1965. Т. 1. С. 7 – 11.
6. Казак Н.Н., Седых В.С. // Сварка разнородных цветных металлов и сплавов с черными металлами и сплавами. – Киев, 1967. Ч. 1. С. 16 – 18.
7. Чечулин Б.Б. и др. Титановые сплавы в машиностроении – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.

© 2012 г. А.Б. Арабей, В.А. Хошинов,
А.О. Струин, В.М. Фарбер
Поступила 28 мая 2012 г.