

УДК 669.017.16

ЛЕГКИЕ НЕМАГНИТНЫЕ СТАЛИ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C

Капуткина Л.М., д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры обработки металлов давлением (kaputkina@mail.ru)

Свяжгин А.Г., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов

Смарыгина И.В., к.т.н., доцент кафедры пластической деформации специальных сплавов

Киндон В.Э., к.т.н., старший научный сотрудник, зам. начальника управления науки

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Теоретически и экспериментально изучено влияние содержания алюминия (5 – 10 %) и углерода (0,04 – 1,7 %) на фазовые превращения, процессы структурообразования и механические свойства сталей системы Fe–25Mn–5Ni–Al–C. Оценены интервалы оптимальных режимов кристаллизации и деформационно-термических воздействий для получения аустенитных сталей с высокой удельной прочностью. Проведены измерения твердости по сечению образцов и механические испытания в широком интервале температур холодной, теплой и горячей деформации, а также оценка фазового состава сталей (сплавов) на основе системы Fe–25Mn–5Ni–Al–C. В литом состоянии сплав с 5 % Al немагнитен, т. е. имеет аустенитную структуру, сплавы с 10 и 15 % Al – магнитные с двухфазной структурой ($\gamma + \alpha$). Алюминий заметно повышает сопротивление деформации. При этом растут значения σ_1 и σ_{max} , т. е. растет и деформационное упрочнение и тормозятся процессы разупрочнения. С ростом скорости деформации влияние алюминия проявляется сильнее. Аустенитные высокомарганцевые сплавы с 5 % Al как с низким, так и с высоким содержанием углерода обладают достаточно большими значениями пластичности и прочности и отличаются высокой стабильностью аустенита. Легирование никелем повышает пластичность. Сплавы с содержанием алюминия менее 10 % достаточно пластичны и в литом состоянии. Высокомарганцевые сплавы (с 25 % Mn) с содержанием алюминия до 5 – 7 % могут рассматриваться как высокопрочные хладо- и теплостойкие с термически и механически стабильным аустенитом вплоть до содержания углерода ~1,5 %.

Ключевые слова: аустенитные высокомарганцевые легкие стали, содержание алюминия, легирование никелем, прочность, пластичность, стабильность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-47-56

ВВЕДЕНИЕ

Высокопрочные сплавы, созданные на основе системы Fe–Mn–Al–C с высоким содержанием марганца и алюминия, рассматриваются в последнее время как перспективные для многих областей применения в ядерной энергетике, космической технике, ракетостроении, транспортировке и потреблении сжиженных газов благодаря их пониженному удельному весу и широкому диапазону контролируемых составом и термической обработкой физико-химических свойств [1 – 3]. Использование стали в указанных отраслях выдвигает повышенные требования по прочности, пластичности, коррозионной стойкости, сопротивлению коррозионному растрескиванию, стабильности фазового состава, сопротивлению хрупкому разрушению, совместимости с рабочей средой, технологичности в процессе производства и экономичности. Сплавы на основе системы Fe–Mn–Al–C представляют собой новую группу так называемых TRIPLEX сплавов с высоким содержанием марганца и алюминия. Изменение химического состава

и термообработка данных сплавов дают возможность получать, по крайней мере, пять фаз в равновесном состоянии: аустенит, феррит, k -карбид, карбид Me_3C , и β -Mn. Аустенит является преобладающей фазой, он образуется первым и формирует последующую матрицу [4 – 12]. Новый комплекс легирования высокомарганцевых сплавов, содержащих алюминий, углерод и азот, дает возможности получения новых свойств и областей применения. Высокопрочное состояние достигается за счет реализации всех механизмов упрочнения: твердорастворного, дисперсионного и структурного, в том числе в результате фазовых превращений под нагрузкой. Эти сплавы широко изучаются на предмет оптимизации состава: содержания основных элементов и дополнительного легирования (Ni, Si, N и др.), а также технологии их производства и термомеханической обработки [13 – 24].

В работах [25 – 29] проведены систематические теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в многокомпонентных сплавах систем Fe–Mn–Al–C–N и Fe–Mn–Ni–Al–C–N

на всех этапах получения из них металлопродукции от жидкого до твердого состояния.

Сплавы, содержащие алюминий, имеют низкую растворимость азота в жидком и твердом состоянии. При содержании 5 % Al наибольшее содержание азота в твердом растворе Fe – 20 % Mn – Al при температуре солидуса может составлять $9,3 \cdot 10^{-4}$ %. Эта величина даже меньше возможности современных промышленных технологий, поэтому при температурах выплавки и кристаллизации рассмотренных сплавов выделяются нитриды алюминия [26]. Легирование и микролегирование этих сплавов азотом при содержании ≥ 5 % Al невозможно [26].

При использовании программы Thermo-Calc построены политермические разрезы диаграмм фазовых равновесий сплавов системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании одного из элементов (Ni, Al, C) и постоянном содержании остальных [27]. Установлено, что в зависимости от соотношения содержаний марганца, углерода и алюминия, получаются аустенитные (γ) или ферритные (α) стали. Определены границы области γ этих сплавов при обычных температурах нагрева при горячей деформации и закалке на твердый раствор (табл. 1).

Видно, что микроструктура сплавов Fe–Mn–Ni–Al–C определяется в основном содержаниями Mn, Al и C. Достижение большого количества алюминия (≥ 10 %) и, следовательно, существенного повышения удельной прочности аустенитных сплавов системы Fe–Mn–Ni–Al–C возможно при следующих составах: Mn ≥ 20 %, Ni ≥ 5 %, C $\geq 1,4$ %.

Низкоуглеродистые аустенитные сплавы с 5 % Al могут быть получены при содержаниях Mn ≥ 25 % и Ni ≥ 5 % или при ≥ 10 % Mn и ≥ 10 % Ni.

Сплавы на основе Fe – 20 % Mn – 10 % Al – (5 – 10) % Ni – C (C $\geq 1,4$ %) для содержания никеля 5 и 10 % могут быть предложены в качестве высокопрочных немагнитных криогенных как в закаленном, так и в состаренном состоянии.

Экспериментальные результаты подтвердили адекватность расчетов фазового состава и оценки твердорастворного и дисперсионного упрочнения сплавов системы Fe – (20 – 25) % Mn – (5 – 10) % Al – (0 – 10) % Ni – C. На литых высокоуглеродистых сплавах Fe – (19,1 – 23,9) % Mn – (4,0 – 9,0) % Al – (1,1 – 2,18) % C удается реализовать высокую прочность и удовлетворительную пластичность в условиях деформации при комнатной температуре. Уровень показателей прочности: $\sigma_{0,2} = 1000 - 1200$ МПа, $\sigma_B = 1300 - 1600$ МПа при степени деформации $\epsilon = 10$ % [28].

Целью настоящей работы было исследование и прямое сравнение расчетных и экспериментальных данных о влиянии содержания алюминия и углерода на фазовые превращения, получаемую структуру и прочность сталей базового состава Fe – 25Mn – 5Ni – Al – C, а также оценка рациональных температурно-временных условий кристаллизации и термомеханической обработки для получения аустенитных сталей с высокой удельной прочностью. По содержанию марганца (25 %) сплавы относятся к высокомарганцевым, а по содержанию никеля (5 %) еще к экономнолегированным, по крайней мере, для криогенного назначения.

Таблица 1

Содержания элементов, ограничивающие однофазную область γ при 1000 – 1200 °С

Table 1. Elements content limiting the single-phase area γ at 1000 – 1200 °C

Сплав	Содержание, % (по массе)			
	Mn	Ni	Al	C
Fe–Mn–Al	10	–	$\leq 2,8$	–
	20	–	$\leq 3,8$	–
	30	–	$\leq 4,2$	–
Fe–Mn–Ni–Al	10	> 10	5	–
	25	$\geq 4,3$	5	–
	10	5	$\leq 3,8$	–
	10	10	≤ 5	–
	25	5	$\leq 5,1$	–
	25	10	$\leq 6,0$	–
Fe–Mn–Ni–Al–C	10	5	5	$\geq 0,26$
	20	5	10	$\geq 1,40$
	25	5	5	$\geq 0,04$
	25	5	10	$\geq 1,37$

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для прямого сравнения теоретических (расчетных) и экспериментальных данных о фазовых превращениях, процессах структурообразования и получаемых свойствах сплавов исследуемой системы легирования по специальной технологии были выплавлены три сплава близкого базового состава Fe – 25 Mn – 5 Ni – C с разным содержанием алюминия (5, 10, 15 %) и углерода (от 0,04 до 1,7 %), соответствующего низко- и высокоуглеродистым сталям (табл. 2).

На рис. 1 – 3 представлены политермические разрезы фазовых диаграмм базового состава Fe – 25 Mn – 5 Ni – (5 – 15) Al – C. Построение политермических сечений диаграмм состояния и расчет фазового состава выполняли в программе Thermo-Calc версии 3.1. Расчет в программе Thermo-Calc осуществлялся CALPHAD-методом, использована термодинамическая база TCFe7.

Стали с 5 % Al и небольшим содержанием углерода ($\sim 0,1$ %), близкие по составу к сплаву 57-1, кристаллизуются по схеме $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$. Область высокотемпературных $\alpha(\delta) + \gamma$ растворов невелика и в основном от $T_{\text{солидуса}}$ до 600 °С сталь имеет структуру однофазного раствора γ . Это позволяет

Химический состав экспериментальных сплавов системы Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C, % (по массе)*

Table 2. Chemical composition of experimental Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C alloys, wt. %*

Обозначение сплава	C	Mn	Ni	Al	Mo	Cr	Si	Cu	P	S
57-1	0,095	23,5	5,21	4,08	0,22	0,04	0,12	0,007	0,0078	<0,0050
57-2	1,706	23,9	5,46	8,9	0,21	0,03	0,13	0,005	0,0084	<0,0050
57-3	1,383	25,0	5,48	12,6	0,30	0,01	0,14	0,006	0,0063	<0,0050

* Остальное железо

маневрировать температурой горячей деформации, не опасаясь ошибочно попасть в двухфазную область. Ниже 500 °С структура стали $\alpha + \gamma + \text{Mn}_5\text{C}_2$.

Сталь состава, близкого к сплаву 57-2, при содержании углерода 1,7 % кристаллизуется по схеме $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + \gamma \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$, т. е. без образования δ -феррита. От $T_{\text{солидуса}}$ до 900 °С сталь имеет структуру однофазного раствора γ . Ниже по мере уменьшения температуры структура меняется следующим образом: $\gamma + \text{Mn}_7\text{C}_3$ от 900 до 840 °С; $\alpha + \gamma + \kappa + \text{Mn}_5\text{C}_2$ от 840 до 780 °С; $\alpha + \kappa + \text{Mn}_5\text{C}_2$ от 780 до 590 °С; $\alpha + \kappa + \text{Mn}_7\text{C}_3$ от 590 до 500 °С; ниже 500 °С и до 350 °С $\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{Al} + \text{Mn}_7\text{C}_3$.

Увеличение содержания алюминия и углерода при постоянных содержаниях марганца и никеля привело к уменьшению однофазной γ -области за счет увеличения нижней температуры этой области и к выделению карбидных фаз, в частности κ -карбида, уже при температурах ниже 900 °С. Однако при этом возможный интервал температур термомеханической обработки остается достаточно широким (950 – 1200 °С).

Сталь 57-3 кристаллизуется по схеме $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$, т. е. с образованием двухфазного твердого раствора $\alpha + \gamma$, который существует при температурах от $T_{\text{солидуса}}$ до 900 °С. При температурах 900 – 880 °С существует область $\alpha + \gamma + \text{Mn}_7\text{C}_3$, ниже

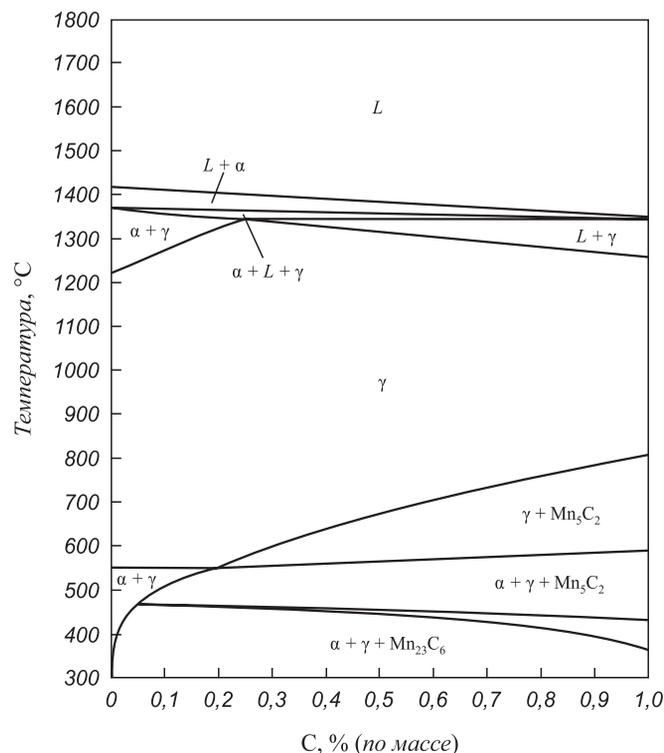


Рис. 1. Политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании углерода от 0 до 1 % и постоянном содержании Mn = 25 %, Al = 5 % и Ni = 5 %

Fig. 1. Polythermal cross section of Fe–Mn–Al–Ni–C system state diagram at variable carbon content from 0 to 1 % and constant content of Mn = 25 %, Al = 5 % and Ni = 5 %

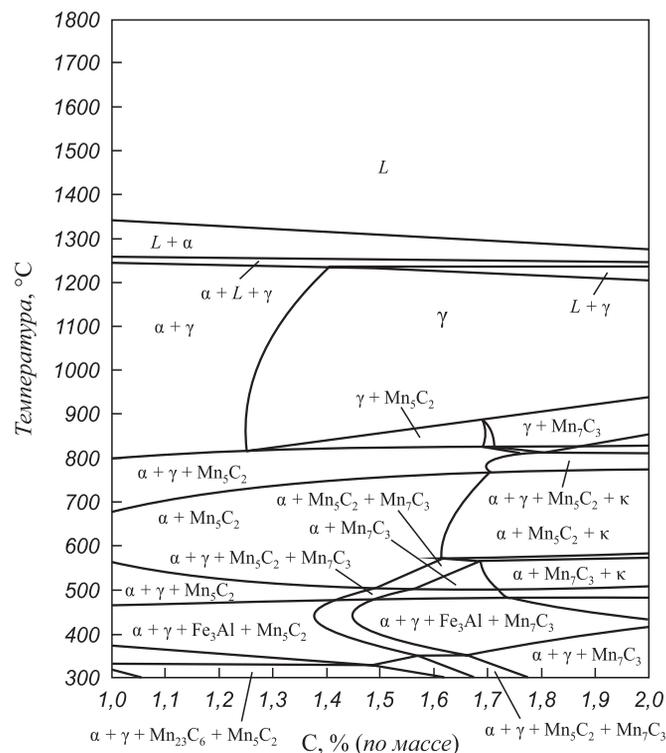


Рис. 2. Политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании углерода от 1 до 2 % и постоянном содержании Mn = 25 %, Al = 10 % и Ni = 5 %

Fig. 2. Polythermal cross section of Fe–Mn–Al–Ni–C system state diagram at variable carbon content from 1 to 2 % and at constant content of Mn = 25 %, Al = 10 % and Ni = 5 %

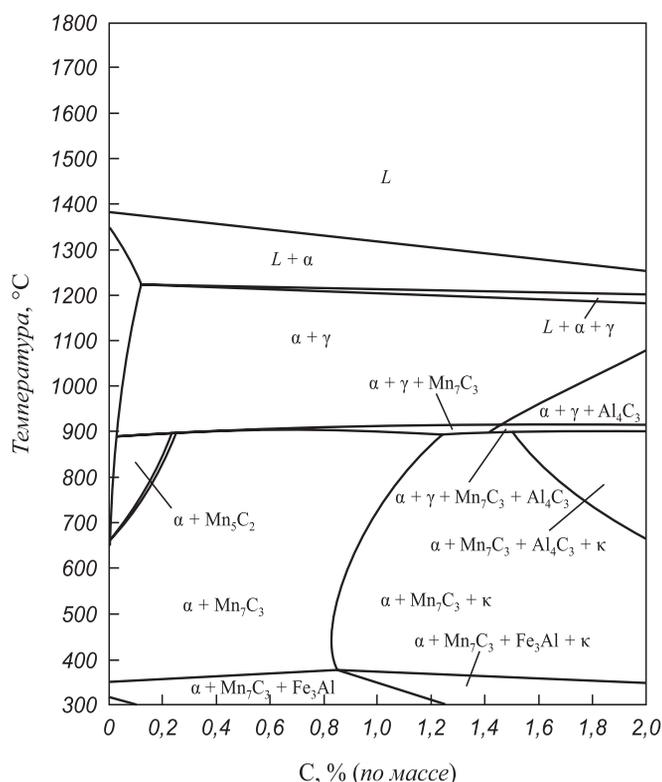


Рис. 3. Политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe–Mn–Al–Ni–C при переменном содержании углерода от 0 до 2 % и постоянном содержании Mn = 25 %, Al = 15 % и Ni = 5 %

Fig. 3. Polythermal cross section of Fe–Mn–Al–Ni–C system state diagram at variable carbon content from 0 to 2 % and at constant content of Mn = 25 %, Al = 15 % and Ni = 5 %

880 °C до 350 °C – область $\alpha + \kappa + \text{Mn}_7\text{C}_3$ и ниже 350 °C – область $\alpha + \kappa + \text{Mn}_7\text{C}_3$. Сталь 57-3 также имеет достаточно широкий интервал температур (950 – 1150 °C) для выбора режимов термомеханической обработки, но уже в двухфазной $\gamma + \alpha$ -области.

Таким образом, увеличение содержания алюминия приводит к существенному изменению фазового состава сплавов уже после кристаллизации. Различия в процессах структурообразования в ходе дальнейшей обработки и, соответственно, в конечной структуре и свойствах этих сталей могут только усиливаться.

Специальной технологией выплавки обеспечивали не только близость базового состава сплавов, но также различную скорость кристаллизации и охлаждения за счет разного размера (диаметр 6 и 14 – 16 мм) проб и их охлаждения в воде или на воздухе.

Технология выплавки, отбора и охлаждения проб включала следующие операции. В качестве шихты использовали чистые по примесям исходные материалы: технически чистое железо марки 008ЖР, металлический марганец марки Mn998, электролитический никель Н1, электролитический алюминий. Для создания нейтральной атмосферы в печи использовали в качестве рабочего газа аргон (ВЧ) высокой чистоты по ТУ 6-21-12-94 с объемной долей аргона не менее 99,998 %.

Выплавка сталей 57-1, 57-2, 57-3 производилась в вакуумной индукционной печи. Тигель набивной, материал: 79 % MgO; 10 % Al₂O₃; 1 % CaF₂. В тигель печи помещали шихту: железо, никель и углерод. Нагрев и расплавление шихты производили в вакууме. После полного расплавления шихты и прекращения газовой выделенной в печь вводили аргон до 1 атм. Поддерживали мощность, обеспечивающую постоянное интенсивное перемешивание расплава и нагрев до 1500 – 1550 °C.

Последовательность операций получения проб разного состава была следующей. В расплав вводили алюминий, а затем марганец с тем, чтобы получить после их растворения и перемешивания 0,1 – 0,3 % C, 25 % Mn, 5 % Ni и 5 % Al. После этого из расплава отбирали пробы жидкого металла путем отсасывания в кварцевые трубки с внутренним диаметром 6 мм. Охлаждали часть проб в воде, а часть на воздухе. В оставшийся расплав добавляли алюминий, углерод и марганец с тем, чтобы получить после их растворения и перемешивания 1,4 – 1,7 % C, 25 % Mn, 5 % Ni и 10 % Al. После перемешивания расплава снова отбирали в кварцевые трубки пробы металла. Затем в расплав опять добавляли алюминий и марганец, чтобы получить расплав с 1,2 – 1,4 % C, 25 % Mn, 5 % Ni и 15 % Al. После растворения добавок и перемешивания металла опять отбирали пробы металла в кварцевые трубки и так же охлаждали часть из них в воде, а часть на воздухе. Оставшийся в печи металл состава, соответствующего стали 57-3, сливали в изложницу. Слиток от 800 °C охлаждали на воздухе. Фактический состав полученных образцов представлен в табл. 2.

Быстро охлажденные образцы сплавов 57-1 и 57-2 диаметром 6 мм, а также взятые для сравнения и подробно описанные в работе [27] образцы сплавов 44К, 52К, 54К исследовали на сопротивление и изменение фазового состава при горячей, теплой и холодной деформации.

Горячую и теплую деформации осуществляли сжатием на исследовательском комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800, имитаторе термомеханической обработки. Исследование проводили на образцах цилиндрической формы диаметром 5 мм и высотой 10 мм.

Испытания осуществлялись в рабочей камере модуля для высокотемпературных испытаний (в том числе ударных) на сжатие (осадку) Hydrowedge-II, снабженно-го вспомогательными устройствами для сбора данных и контроля температуры, усилия, величины и скорости перемещения деформирующих штанг и изменения размеров образца в ходе испытания.

Исследования проводились в вакууме (порядка 10⁻⁴ мм.рт.ст.). Температуру контролировали с помощью термопар К-типа, непосредственно приваренных к центральной части и краям образца. Нагрев осуществлялся регулируемым пропусканием электрического тока непосредственно через образец. По окончании де-

формации производилось резкое охлаждение образцов за счет излучения с их поверхности, теплоотвода в деформирующие бойки и, далее, за счет принудительного «обдува» сжатым воздухом.

Горячую деформацию проводили сжатием при температуре 1000 °С со скоростями $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$ и $0,1 \text{ с}^{-1}$ до $\epsilon = 0,5$. Температура деформации отвечала γ -области всех сплавов, скорость деформации 1 с^{-1} близка скорости деформации при обычной прокатке.

Теплую деформацию также осуществляли сжатием со скоростью $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$ до $\epsilon = 0,3$ при температурах 550, 600, 650, 700 и 800 °С, отвечающих различным фазовым областям (рис. 1 – 3 и табл. 3).

Холодную деформацию всех сплавов, за исключением сплава 54К, проводили при комнатной температуре на образцах диаметром 5 мм и длиной 60 мм на испытательной системе Instron 3300 при комнатной температуре путем контроля на трехточечный изгиб по ГОСТ 14019-2003. Испытание заключалось в изгибе образца вокруг оправки под действием статического усилия.

Образцы сплава 54К вырезали из горячекатаных листов толщиной 4 мм и проверяли на растяжение по ГОСТ 1497. Опыты проводили на пропорциональных плоских образцах на разрывной машине марки INSTRON-8801 со скоростью нагружения 2 – 10 мм/мин.

До и после всех испытаний определяли фазовый состав магнитометрическим и рентгеноструктурным анализом, а также измеряли твердость $HV_{0,5}$ образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Все образцы сплавов 57-1, 57-2, 57-3 в исходном состоянии имели дендритную структуру с характерным для сравнительно быстро охлаждаемых слитков распределением зон. Литые образцы обоих диаметров имели дефекты, поры, чаще в центре. При этом протяженность зоны направленной кристаллизации больше у образцов сплавов 57-1 и 57-2, чем у сплава 57-3. Образцы сплава 57-3 отличались более резко выраженными дендритами (вероятно за счет большей ликви-

ции), крупным кристаллическим строением, наличием больших рассеянных по всему сечению пор и трещин.

На выбранных визуально бездефектных образцах были проведены измерения твердости по их сечению и механические испытания в широком интервале температур холодной, теплой и горячей деформации, а также оценка фазового состава.

В литом состоянии сплав 57-1 был немагнитен, т. е. имел аустенитную структуру, сплавы 57-2 и 57-3 были магнитными. Результаты рентгеноструктурного анализа подтвердили аустенитную структуру сплава 57-1 и двухфазную ($\gamma + \alpha$) сплавов 57-2 и 57-3.

Расчетные температурные интервалы фазовых областей представлены в табл. 3.

Скорость кристаллизации и охлаждения близких по составу и размеру образцов безникелевых сплавов по междендритному параметру составила $\leq 1 \cdot 10^{-2} \text{ К/с}$ [27].

Магнитность сплава 57-2 даже после наибольшей скорости охлаждения (диаметр образца 6 мм, охлаждение в воде) свидетельствует о возможных ликвициях и высокой скорости распада аустенита.

Сплав 57-3 с 15 % Al по своему среднему составу уже имеет двухфазную ($\gamma + \alpha$) матрицу и благодаря высокотемпературному старению аустенита в нем реализуется наибольшая твердость даже при весьма быстром охлаждении. При обычных и средних скоростях охлаждения возможно дополнительное упрочнение за счет $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и распада (старения) уже α -твердого раствора. Однако во всех вариантах обработок сплав 57-3 остается хрупким. Таким образом, легирование алюминием в количестве более 10 % малоперспективно.

Результаты измерения распределения твердости по сечению литых образцов сплавов приведены в табл. 4. Образцы сплава 57-1 имеют твердость $HV_{0,5} = 133 - 156$ и среднее значение $HV_{0,5} = 152$. Твердость слабо зависит от скорости охлаждения (вода, воздух, разный диаметр литых образцов). В случае максимального диаметра (16 мм) и охлаждения в воде твердость минимальна, наблюдается в целом меньший разброс значений и минимальные значения характерны для центральной зоны образцов. Это может быть связано с ликвицией. Вклад

Таблица 3

Расчетные температурные интервалы фазовых областей сплавов Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C

Table 3. Calculated temperature intervals of phase areas of Fe–25 Mn–5 Ni–Al–C alloys

Обозначение сплава	Температура, °С						Магнитность при 20 °С
	γ	$\gamma + \alpha$	α	карбиды	M_n	M_d	
57-1	1200 – 550 (C > 0)	<550	–	<550	–163	153	–
57-2	1200 – 900 (C \geq 1,3)	1200 – 900 (C = 0,1 – 1,3)	–	<800	–	–	+
57-3	–	1200 – 900 (C = 0,05 – 1,45)	1200 – 900 (C \leq 0,05)	<900	–	–	+

Распределение твердости HV_{0,5} по сечению литых образцов сплавов 57-1, 57-2, 57-3

Table 4. Distribution of hardness HV_{0,5} along cross section of cast samples of the alloys 57-1, 57-2, 57-3

Обозначение сплава	Диаметр образца, мм	Среда охлаждения	HV _{0,5}		
			вблизи поверхности	1/2 радиуса	центр
57-1	6	Воздух	153 ± 7	154 ± 6	146 ± 5
		Вода	157 ± 4	148 ± 2	152 ± 4
57-1	16	Воздух	154 ± 5	152 ± 2	156 ± 2
		Вода	156 ± 3	153 ± 6	133 ± 21
57-2	6	Воздух	487 ± 5	493 ± 7	485 ± 6
		Вода	488 ± 9	490 ± 7	329 ± 103
57-2	16	Воздух	495 ± 10	485 ± 16	435 ± 9
		Вода	492 ± 8	487 ± 12	466 ± 41
57-3	6	Воздух	524 ± 8	537 ± 17	566 ± 19
		Вода	544 ± 9	530 ± 10	536 ± 20
57-3	16	Воздух	518 ± 16	539 ± 12	524 ± 40
		Вода	543 ± 20	518 ± 6	517 ± 16

процессов старения не исключен, хотя и невелик из-за малого содержания углерода в сплаве.

Сплавы 57-2 и 57-3 имеют существенно более высокую твердость в литом состоянии за счет большего содержания алюминия и углерода и двухфазной (γ + α) структуры. Уровень твердости для сплава 57-2 составляет 329 – 495 HV, для сплава 57-3 – 517 – 566 HV. Наблюдается большая, чем в сплаве 57-1, неоднородность твердости по сечению, заметно влияние скорости охлаждения (вода, воздух, разный диаметр сечения), что связано с наложением процессов фазовых превращений (γ → α и старения).

Диаграммы горячей, теплой и холодной деформации изучаемых сплавов имеют обычный вид. Примеры диаграмм приведены на рис. 4.

Результаты всех испытаний никельсодержащих сплавов, а также для сравнения безникелевого аналога (сплав 44К [27]) приведены в сводной табл. 5. Диаграммы горячей деформации сплавов с 5 % Al, деформируемых в чисто аустенитном состоянии, имеют обычный вид и могут быть с максимумом ($\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$) или без явно выраженного максимума. Диаграммы сплавов 57-2 с ~9 % Al, для которых из-за ликвации и недостаточной гомогенизации деформация могла проходить в неоднородной многофазной области (γ + α + κ), обнаруживали зубчатость (неустойчивость течения), а после закалки в них присутствовала α-фаза.

Анализ параметров диаграмм горячей деформации позволяет выявить следующее. Легирование никелем при прочих равных условиях ускоряет процессы раз-

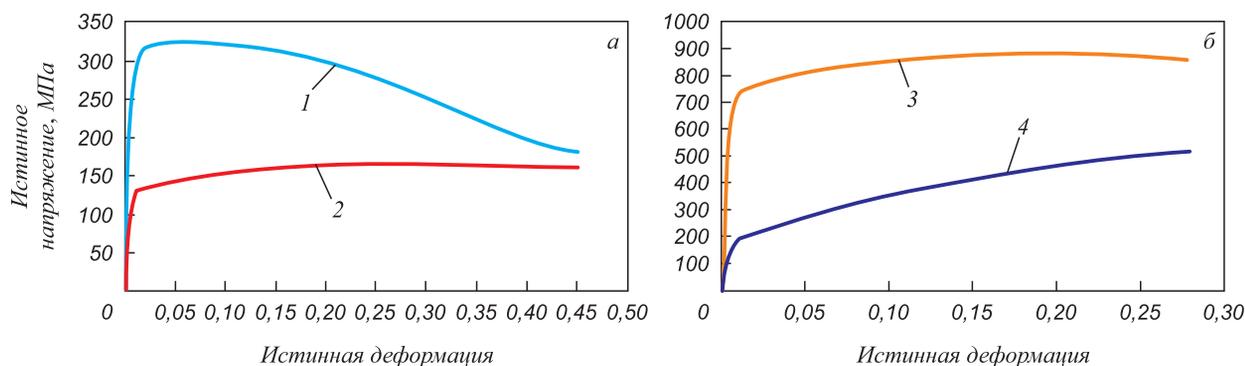


Рис. 4. Диаграммы деформации сжатием:
 а – горячая деформация, T = 1000 °C: 1 – сталь 57-2, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ c}^{-1}$; 2 – сталь 57-1, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$;
 б – теплая деформация, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$: 3 – сталь 57-2, T = 650 °C; 4 – сталь 57-1, T = 600 °C

Fig. 4. Compression deformation diagrams:
 а – hot deformation, T = 1000 °C: 1 – steel 57-2, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ c}^{-1}$; 2 – steel 57-1, $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ c}^{-1}$;
 б – warm deformation, $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ c}^{-1}$: 3 – steel 57-2, T = 650 °C; 4 – steel 57-1, T = 600 °C

Таблица 5

Сводная таблица параметров сопротивления деформации при разных температурах испытания

Table 5. Summary table of deformation resistance parameters at different test temperatures

Обозначение сплава, состав по основным легирующим элементам	Горячая деформация, сжатие, 1000 °С, $\varepsilon = 0,5$						Теплая деформация, сжатие, $\varepsilon = 0,3$						Холодная деформация, трехточечный изгиб, 20 °С		
	скорость 1 с ⁻¹			скорость 0,1 с ⁻¹			скорость 0,1 с ⁻¹			скорость ~0,01 с ⁻¹					
	σ_1 , МПа	σ_{max} , МПа	ε_{max}	σ_1 , МПа	σ_{max} , МПа	ε_{max}	σ_1 , МПа	σ_{max} , МПа	ε_{max}	σ_1 , МПа	σ_{30} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа
57-1 Fe – 23,5 Mn – 5,2 Ni – 4,1 Al – 0,09 C	146	209	–	129	168	0,18	187	577 (600 °С)	357	663	131	ФС: до деформации/после деформации			
	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ				
	–	–	–	180	0,18	870 (550 °С)	1095	128	ФС: до деформации/после деформации						
44К** Fe – 24,1 Mn – 5,3 Al – 0,04 C	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	ФС: до деформации/после деформации			
	–	–	–	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$	$\gamma + (\alpha)/\gamma$				
	162	214	–	123	170	0,18	169	489 (700 °С)	–	–	–	ФС: до деформации/после деформации			
52К** Fe – 24,5 Mn – 4,8 Ni – 4,4 Al – 0,15 C	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	ХД, растяжение			
	171	232	–	132	169	0,15	281	635 (700 °С)	590	995	39	ФС: до деформации/после деформации			
	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–				
54К** Fe – 24,1 Mn – 4,7 Ni – 4,9 Al – 1,47 C	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	γ/γ	$\gamma + \kappa + (\alpha)/\gamma + \kappa$	γ/γ	$\gamma + \kappa + (\alpha)/\gamma + \kappa$	γ/γ	γ/γ	Хрупкое разрушение			
	299	324	–	192	197	– (зуб и площадка текучести)	726	880 (650 °С)	–	–	–	ФС: до деформации/после деформации			
	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–				
57-2 Fe – 23,9 Mn – 5,5 Ni – 8,9 Al – 1,71 C	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\gamma/\gamma + \alpha$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$	$\alpha + \gamma + \kappa/\gamma + \alpha + \kappa$				
	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–				

* ФС – фазовый состав. При температуре деформации – расчетные данные, после закалки – экспериментальные данные.

** Сплавы, взятые для сравнения [26, 28, 29]

упрочнения, что приводит к небольшому снижению сопротивления горячей деформации σ_{\max} (см. табл. 5 для сплавов 57-1 и 44К).

Повышение содержания углерода (сравнение сплавов 57-1 с 52К и 54К) практически не привело к изменению σ_{\max} . Алюминий (см. сплавы 57-1 и 57-2) заметно повышает сопротивление деформации. При этом растут значения σ_1 и σ_{\max} , т. е. растет и деформационное упрочнение и тормозятся процессы разупрочнения. С ростом скорости деформации (см. данные для $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$) влияние алюминия проявляется сильнее. Это может быть связано с торможением процессов диффузии и сопутствующих изменений процессов рекристаллизации.

Все образцы сплавов с содержанием $\text{Al} \leq 10\%$ продеформировались без разрушения при температурах теплой деформации (550–800 °С) до $\epsilon = 0,3$ при $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$, т. е. такие сплавы достаточно пластичны и в литом состоянии.

Сплав 57-3 хрупок при всех исследованных температурах. По-видимому, легирование 15 % Al нетехнологично для высокомарганцевых композиций. Для окончательного заключения необходимы дополнительные исследования.

Диаграммы сплавов, деформированных четко в аустенитной области (сплав 57-1, 600 °С), не имели зубчатости, с ростом температуры сопротивление деформации σ_1 и σ_{30} и деформационное упрочнение падали (см. табл. 5). Уровень сопротивления теплой деформации естественно выше, чем горячей деформации. После резкого охлаждения по окончании деформации сплавы оставались немагнитными, аустенитными.

Твердость возрастала интенсивнее, чем в случае горячей деформации, так для сплава 57-1 после теплой деформации при 600 °С, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 0,3$ и закалки $\text{HV}_{0,5} = 261$, а после горячей деформации при 1000 °С, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 0,5$ и закалки $\text{HV}_{0,5} = 171$.

Теплая деформация при температурах, когда могло заметно развиваться старение (сплавы 44К, 550 °С; 57-2, 650 °С) и дополнительное полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение (сплав 57-2, 650 °С), сопровождалась появлением зубчатости и даже площадки текучести на диаграммах деформации и более сильным деформационным упрочнением. Эффекты упрочнения были тем сильнее, чем выше содержание углерода и алюминия в сплавах. После деформации и закалки сплав 57-2 был магнитным. Вполне возможно, что и при температурах деформации они имели структуру $\alpha + \gamma + \kappa$.

Испытания литых сплавов на трехточечный изгиб при комнатной температуре показали, что высокоуглеродистые сплавы с ~10 % Al (57-2) разрушаются хрупко, т. е. не пригодны для низкотемпературной эксплуатации в условиях даже небольших растягивающих нагрузок.

Аустенитные высокомарганцевые сплавы с 5 % Al как с низким (57-1, 44К, 52К), так и с высоким (54К)

содержанием углерода обладают достаточно высокой пластичностью и прочностью (см. табл. 5) и отличаются высокой стабильностью аустенита.

Легирование никелем повышает пластичность и, возможно, снижает деформационное упрочнение. Так при равных значениях $\sigma_{0,2}$ и ϕ , $\sigma_{\text{в}}$ сплава 44К больше, чем $\sigma_{\text{в}}$ сплава 57-1, а сплав 54К вообще удалось деформировать растяжением на 39 %.

Выводы

Экспериментально показано, что высокомарганцевые сплавы (с 25 % Mn) с содержанием до 5–7 % Al могут рассматриваться как высокопрочные хладостойкие с термически и механически стабильным аустенитом вплоть до содержания углерода ~1,5 %. Стали могут выполняться как литейными, так и деформируемыми. Дополнительное легирование 5 % Ni повышает пластичность при холодной деформации и усиливает эффекты старения при температурах теплой деформации.

При содержании алюминия больше 8–10 % необходима дополнительная коррекция состава и технологических режимов обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Moor E.D., Gibbs P.J., Speer J.G., Matlock D. Strategies for third-generation advanced high-strength steel development // *Iron and Steel Technology*. 2010. Vol. 7. No. 11. P. 133–144.
2. Kim S., Kim G., Chin K. Development of high manganese TWIP steel with 980 MPa tensile strength // *Proc. of the Int. Conf. on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels*, 15–18 June 2008, Orlando. – USA, Orlando, 2008. P. 249–256.
3. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow // *Proc. of the 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*, 27–29 September 2012, Chennai. – India, Chennai: VRK Printing House. 2013. P. 11–22.
4. Frommeyer G., Bruex U. Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe–Mn–Al–C light-weight TRIPLEX steels // *Steel Research International*. 2006. Vol. 77. No. 9. P. 627–633.
5. Ishida K., Ohtani H., Satoh N. etc. Phase equilibria in Fe–Mn–Al–C alloys // *ISIJ International*. 1990. Vol. 30. No. 8. P. 680–686.
6. Горецкий Г.П., Горев К.В. Фазовые равновесия в сплавах системы Fe–Mn–Al–C // *Известия АН СССР. Металлургия*. 1990. № 2. С. 218–222.
7. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M. etc. Phase transformation in Fe–Mn–Al–C austenite steels with Si addition // *Metallurgical and Materials Transactions. A*. 2002. Vol. 33. No. 11. P. 3569–3573.
8. Сторчак Н.А., Драчинская А.Г. Природа упрочнения Fe–Mn–Al–C сплавов при старении // *Физика металлов и металловедение*. 1977. Т. 44. № 2. С. 373–380.
9. Sato K., Tagawa K., Inoue Y. Modulated structure and magnetic properties of age-hardenable Fe–Mn–Al–C alloys // *Metallurgical Transactions. A*. 1990. Vol. 21. No. 1. P. 5–11.
10. Han K.H., Choo W.K., Choi D.Y., Hong S.P. Age hardening in Fe–Mn–Al–C austenitic alloys // *TMS-AIME*. 1987. P. 91–106.
11. Han H.N., Oh C.-S., Kim G., Kwon O. Design method for TRIP-aided multiphase steel based on a microstructure-based modeling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation // *Materials Science and Engineering. A*. 2009. Vol. 499. No. 1. P. 462–468.

12. Pottore N., Fonstein N., Gupta I., Bhattacharya D. A family of 980 MPa tensile strength advanced high strength steels with various mechanical property attributes // Proc. of the Int. Conf. on Advanced high-strength sheet steels for automotive applications, 6–9 June 2004, Colorado. – USA, Colorado: Winter Park, 2004. P. 119 – 129.
13. Kimura Y., Handa K., Hayashi K., Mishima Y. Microstructure control and ductility improvement of the two-phase γ -Fe/ κ -(Fe, Mn)₃AlC alloys in the Fe–Mn–Al–C quaternary system // *Intermetallics*. 2004. Vol. 12. No. 6. P. 607 – 617.
14. Kimura Y., Hayashi K., Handa K., Mishima Y. Microstructural control for strengthening the γ -Fe/E21-(Fe, Mn)₃AlC alloys // *Materials Science and Engineering. A*. 2002. Vol. 329 – 331. P. 680 – 685.
15. Choo W.K., Kim J.H. Microstructural and mechanical property changes on precipitation of intermetallic κ' cubic carbide phase in the Fe–Mn(Ni)–Al–C solid solution // Proc. of the Int. Conf. on Thermomechanical processing of steels and other materials (THERMEC'97), 7 – 11 July 1997, Wollongong. – Australia, Wollongong: TMS, Warrendale, Pa, 1997. P. 1631 – 1637.
16. Kalashnikov I., Shalkevich A., Acelrad O., Pereira L.C. Chemical composition optimization for austenitic steels of the Fe–Mn–Al–C system // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000. Vol. 9. No. 6. P. 597 – 602.
17. Kalashnikov I.S., Acelrad O., Shalkevich A. etc. Heat treatment and thermal stability of Fe–Mn–Al–C alloys // *Journal of Materials Processing Technology*. 2003. Vol. 136. No. 1 – 3. P. 72 – 79.
18. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M. etc. Diagram of phase transformation in the austenite of hardened alloy Fe–28 % Mn–8.5 % Al–1 % C–1.25 % Si as a result of aging due to isothermal heating // *Metal Science and Heat Treatment*. 2006. Vol. 48. No. 11 – 12. P. 543 – 553.
19. Tian X., Tian R., Wei X., Zhang Y. Effect of Al content on work hardening in austenitic Fe–Mn–Al–C alloys // *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2004. Vol. 43. No. 2. P. 183 – 192.
20. Chiou S.-T., Cheng W.-C., Lee W.-S. Strain rate effects on the mechanical properties of a Fe–Mn–Al alloy under dynamic impact deformations // *Materials Science and Engineering. A*. 2005. Vol. 392. No. 1 – 2. P. 156 – 162.
21. Acelrad O., Pereira L.C., Dille J., Delplancke J.-L. Room-temperature cleavage fracture of Fe–Mn–Al–C steels // *Metallurgical and Materials Transactions. A*. 2004. Vol. 35. No. 12. P. 3863 – 3866.
22. Hallstedt B., Khvan A.V., Lindahl B.B. etc. PrecHiMn-4 – A thermodynamic database for high-Mn steels // *Calphad*. 2017. Vol. 56. P. 49 – 57.
23. Zheng W., He S., Selleby M. etc. Thermodynamic assessment of the Al–C–Fe system // *Calphad*. 2017. Vol. 58. P. 34 – 49.
24. Zheng W., Lu X.-G., Mao H. etc. Thermodynamic modeling of the Al–C–Mn system supported by ab initio calculations // *Calphad*. 2018. Vol. 60. P. 222 – 230.
25. Bronz A.V., Kaputkin D.E., Kaputkina L.M. etc. 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. P. 647 – 651.
26. Svyazhin A.G., Bazhenov V.E., Kaputkina L.M. etc. Nitrogen in Fe–Mn–Al–C-based system // *CIS Iron and Steel Review*. 2016. Vol. 12. P. 13 – 17.
27. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Kaputkin D.E. etc. Effect of Mn, Al, Ni and C content on the equilibrium phase composition of alloys based on the Fe–Mn–Al–C system // *Metallurgist*. 2016. Vol. 59. No. 11 – 12. P. 1075 – 1080.
28. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V. Hardening of austenitic nitrogen high-manganese aluminum alloys under heat and thermomechanical treatment // *Metal Science and Heat Treatment*. 2016. Vol. 57. No. 11. P. 705 – 712.
29. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Kindop V.E. Strength of “light” ferritic and austenitic steels based on the Fe–Mn–Al–C system // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. Vol. 58. No. 9 – 10. P. 515 – 519.

Поступила в редакцию 25 октября 2019 г.
После доработки 21 ноября 2019 г.
Принята к публикации 24 января 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 1, pp. 47–56.

LIGHT NON-MAGNETIC STEELS BASED ON Fe – 25 Mn – 5 Ni – Al – C SYSTEM

L.M. Kaputkina, A.G. Svyazhin, I.V. Smarygina, V.E. Kindop

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS),
Moscow, Russia

Abstract. The influence of aluminum (5 – 10 %) and carbon (0.04 – 1.7 %) contents on phase transformations, structure formation processes and mechanical properties of Fe – 25Mn – 5Ni – Al – C steels was studied theoretically and experimentally. The authors have estimated intervals of optimal crystallization regimes and subsequent deformation-thermal effects for obtaining austenitic steels with high specific strength. Measurements of hardness on the section of samples and mechanical tests in a wide interval of temperatures of cold, warm and hot deformation were performed as well as the assessment of phase structure of steels (alloys) on the basis of Fe – 25Mn – 5Ni – Al – C. In a cast state alloy with 5 % of Al was non-magnetic, i.e. it had austenitic structure; alloys with 10 – 15 % of Al were magnetic with two-phase structure ($\gamma + \alpha$). Aluminum considerably increases deformation resistance. At the same time values σ_1 and σ_{\max} grow, i.e. also deformation hardening grows and softening processes are slowed down. With growth of deformation rate, influence of Al becomes stronger. Austenitic high-manganese alloys with 5 % of Al both with low and with high content of carbon have rather high plasticity and durability, and differ in high stability of austenite. Alloying with nickel increases plasticity. Alloys with Al less than 10 % are rather plastic also in a cast state. High-manganese (from 25 % of Mn)

alloys with Al content to 5 – 7 % can be considered as high-strength cold-resistant and heat-resistant with thermally and mechanically stable austenite up to carbon content ~1.5 %.

Keywords: austenitic high-manganese light-weight steels, aluminum content, alloying with nickel, durability, plasticity, stability, impact resistance, abrasion strength, ferrite bond, silicate bond.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-1-47-56

REFERENCES

1. Moor E.D., Gibbs P.J., Speer J.G., Matlock D. Strategies for third-generation advanced high-strength steel development. *Iron and Steel Technology*. 2010, vol. 7, no. 11, pp. 133–144.
2. Kim S., Kim G., Chin K. Development of high manganese TWIP steel with 980 MPa tensile strength. In: *Proc. of the Int. Conf. on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, 15–18 June 2008, Orlando, USA*. Orlando, 2008, pp. 249–256.
3. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. High nitrogen steels: today and tomorrow. In: *Proc. of the 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012), 27 – 29 September 2012, Chennai*. India, Chennai: VRK Printing House, 2013, pp. 11–22.
4. Frommeyer G., Bruex U. Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe–Mn–Al–C light-weight TRIPLEX steels. *Steel Research International*. 2006, vol. 77, no. 9, pp. 627–633.

5. Ishida K., Ohtani H., Satoh N., Kainuma R., Nishizawa T. Phase equilibria in Fe–Mn–Al–C alloys. *ISIJ International*. 1990, vol. 30, no. 8, pp. 680–686.
6. Goretskii G.P., Gorev K.V. Phase equilibria in Fe–Mn–Al–C alloys. *Izvestiya AN SSSR. Metallurgiya*. 1990, no. 2, pp. 218–222. (In Russ.)
7. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M., Simao R.A., Acheche C.A., Pereira L.C. Phase transformation in Fe–Mn–Al–C austenite steels with Si addition. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002, vol. 33, no. 11, pp. 3569–3573.
8. Storchak N.A., Drachinskaya A.G. Strengthening of Fe–Mn–Al–C alloys during ageing. *Physics of Metals and Metallography*. 1977, vol. 44, no. 2, pp. 123–130.
9. Sato K., Tagawa K., Inoue Y. Modulated structure and magnetic properties of age-hardenable Fe–Mn–Al–C alloys. *Metallurgical Transactions A*. 1990, vol. 21, no.1, pp. 5–11.
10. Han K.H., Choo W.K., Choi D.Y., Hong S.P. Age hardening in Fe–Mn–Al–C austenitic alloys. *TMS-AIME*. 1987, pp. 91–106.
11. Han H.N., Oh C.-S., Kim G., Kwon O. Design method for TRIP-aided multiphase steel based on a microstructure-based modeling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation. *Materials Science and Engineering A*. 2009, vol. 499, no. 1, pp. 462–468.
12. Pottore N., Fonsel N., Gupta I., Bhattacharya D. A family of 980 MPa tensile strength advanced high strength steels with various mechanical property attributes. In: *Proc. of the Int. Conf. on Advanced high-strength sheet steels for automotive applications, 6–9 June 2004, Colorado, USA, Colorado: Winter Park, 2004*, pp. 119–129.
13. Kimura Y., Handa K., Hayashi K., Mishima Y. Microstructure control and ductility improvement of the two-phase γ -Fe/ κ –(Fe, Mn)₂AlC alloys in the Fe–Mn–Al–C quaternary system. *Intermetallics*. 2004, vol. 12, no. 6, pp. 607–617.
14. Kimura Y., Hayashi K., Handa K., Mishima Y. Microstructural control for strengthening the γ -Fe/E21–(Fe, Mn)₂AlC_x alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2002, vol. 329–331, pp. 680–685.
15. Choo W.K., Kim J.H. Microstructural and mechanical property changes on precipitation of intermetallic k' cubic carbide phase in the Fe–Mn(Ni)–Al–C solid solution. In: *Proc. of the Int. Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials (THERMEC'97), 7–11 July 1997, Wollongong, Australia, Wollongong: TMS, Warrendale, Pa, 1997*, pp. 1631–1637.
16. Kalashnikov I., Shalkevich A., Acelrad O., Pereira L.C. Chemical composition optimization for austenitic steels of the Fe–Mn–Al–C system. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000, vol. 9, no. 6, pp. 597–602.
17. Kalashnikov I.S., Acelrad O., Shalkevich A., Chumakova L.D., Pereira, L.C. Heat treatment and thermal stability of Fe–Mn–Al–C alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003, vol. 136, no. 1–3, pp. 72–79.
18. Acelrad O., Kalashnikov I.S., Silva E.M., Khadyev M.S., Simao R.A. Diagram of phase transformation in the austenite of hardened alloy Fe – 28 % Mn – 8.5 % Al – 1 % C – 1.25 % Si as a result of aging due to isothermal heating. *Metal Science and Heat Treatment*. 2006, vol. 48, no. 11–12, pp. 543–553.
19. Tian X., Tian R., Wei X., Zhang Y. Effect of Al content on work hardening in austenitic Fe–Mn–Al–C alloys. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2004, vol. 43, no. 2, pp. 183–192.
20. Chiou S.-T., Cheng W.-C., Lee W.-S. Strain rate effects on the mechanical properties of a Fe–Mn–Al alloy under dynamic impact deformations. *Materials Science and Engineering A*. 2005, vol. 392, no. 1–2, pp. 156–162.
21. Acelrad O., Pereira L.C., Dille J., Delplanche J.-L. Room-temperature cleavage fracture of Fe–Mn–Al–C steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, vol. 35, no. 12, pp. 3863–3866.
22. Hallstedt B., Khvan A.V., Lindahl B.B., Selleby M., Liu S. PrecHiMn-4 – A thermodynamic database for high-Mn steels. *Calphad*. 2017, vol. 56, pp. 49–57.
23. Zheng W., He S., Selleby M., He Y., Li L., Lu X.-G., Ågren J. Thermodynamic assessment of the Al–C–Fe system. *Calphad*. 2017, vol. 58, pp. 34–49.
24. Zheng W., Lu X.-G., Mao H., He Y., Selleby M., Li L. Ågren J. Thermodynamic modeling of the Al–C–Mn system supported by ab initio calculations. *Calphad*. 2018, vol. 60, pp. 222–230.
25. 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.
26. Svyazhin A.G., Bazhenov V.E., Kaputkina L.M., Smarygina I.V., Kindop V.E. Nitrogen in Fe–Mn–Al–C-based system. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 13–17.
27. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Kaputkin D.E., Bazhenov V.E., Bronz A.V., Smarygina I.V. Effect of Mn, Al, Ni and C content on the equilibrium phase composition of alloys based on the Fe–Mn–Al–C system. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, no. 11–12, pp. 1075–1080.
28. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V. Hardening of austenitic nitrogen high-manganese aluminum alloys under heat and thermomechanical treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2016, vol. 57, no. 11, pp. 705–712.
29. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Kindop V.E. Strength of “light” ferritic and austenitic steels based on the Fe–Mn–Al–C system. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 58, no. 9–10, pp. 515–519.

Information about the authors:

L.M. Kaputkina, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Chief Researcher of the Chair “Metal Forming” (kaputkina@mail.ru)
A.G. Svyazhin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection
I.V. Smarygina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys
V.E. Kindop, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Science Department

Received October 25, 2019

Revised November 21, 2019

Accepted January 24, 2020