

На правах рукописи

БРОНЗ АЛЕКСАНДР ВЛАДИМИРОВИЧ

**СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ
С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ**

Специальность 05.16.01 – Metalловедение и термическая обработка
металлов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 2013

Работа выполнена на кафедре Пластической деформации специальных сплавов Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС».

Научный руководитель:

доктор физико-математических наук, профессор Людмила Михайловна Капуткина

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук, профессор Крапошин Валентин Сидорович (МГТУ им. Н.Э. Баумана);

доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, доцент Костина Мария Владимировна (ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова).

Ведущая организация: ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ

Защита диссертации состоится «20» июня 2013 г. в 15:30_ на заседании Диссертационного совета № Д 212.132.08 при Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС».

119049, Москва, Ленинский проспект, д. 4, ауд. Б-607.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Национального исследовательского технологического университета «МИСиС».

Автореферат разослан «___» _____ 2013 г.

Ученый секретарь

Диссертационного

совета, доктор физико-математических наук,

профессор

С.И. Мухин

Общая характеристика работы

Актуальность работы:

В последние несколько десятилетий значительные усилия исследователей направлены на разработку новейших высокопрочных сталей, т.н. advanced high-strength steel (AHSS). Ужесточение требований безопасности автотранспорта вместе с желанием самих автовладельцев повысить собственную безопасность в случае аварии и тенденция к увеличению экономии топлива стимулировали широкое применение в элементах конструкции автомобильного кузова новейших высокопрочных сталей. Среди прочих к этому классу сталей относятся и высокомарганцевые аустенитные ТРИПЛЕКС с высоким содержанием алюминия, в которых превращение остаточного аустенита в мартенсит при деформации сопровождается деформационным упрочнением. Они пластичны, способны к упрочнению. Важным свойством этих сталей является маломанитность.

При использовании стали в ядерной энергетике, физике высоких давлений, космической технике, ракетостроении, транспортировке и потреблении сжиженных газов (метана, азота, кислорода, водорода, гелия) к свойствам материала выдвигают повышенные требования по прочности, пластичности, коррозионной стойкости, сопротивлению коррозионному растрескиванию, стабильности фазового состава, сопротивлению хрупкому разрушению, совместимости с рабочей средой, технологичности в процессе производства, экономической целесообразности и т. п.

Указанным требованиям часто удовлетворяют высокопрочные сплавы, созданные на основе системы Fe-Mn-Al-C, представляющие собой новую группу так называемых TRIPLEX сплавов с высоким содержанием марганца и алюминия. Изначально эти сплавы создавали с учетом возможности заменить ими более дорогостоящие аустенитные хромоникелевые коррозионностойкие стали и по применению во многом с ними совпадают. Выбор нового комплекса легирования высокомарганцевых сплавов, содержащих алюминий, углерод и азот, а соответственно и новый набор реализуемых в сплавах свойств, безусловно, дает новые возможности их применения., например, в качестве материала для легких высокопрочных вращающихся деталей в высокочастотном электрооборудовании, благодаря их пониженному удельному весу и немагнитности (или слабой магнитности) в термообработанном состоянии. Показано, что эти сплавы перспективно применять в криогенной технике для транспортировки и хранения сжиженных газов. Данные сплавы обладают высоким уровнем пластичности в сочетании с высокой удельной прочностью.

Кроме высокого уровня механических свойств современные материалы должны обладать и определенными физическими свойствами.

Важность плотности как физической характеристики материала обусловлена использованием высокопрочных конструкционных материалов в таких отраслях техники, как транспортное машиностроение и, особенно, авиационная и ракетно-космическая техника, когда одним из решающих условий применения того или иного материала является минимизация массы.

В случае минимизации массы критерием материалов является их высокая удельная прочность, определяемая по отношению прочности к плотности. При этом Fe-Mn-Al-C TRIPLEX сплавы благодаря уменьшенной на 15 – 20 % плотности, по сравнению с традиционными высокопрочными сложнелегированными сталями, могут успешно конкурировать с алюминиевыми сплавами.

Экономические ограничения включают не только стоимость самих материалов, но и их дефицитность, сортамент металлопродукции, затраты на обработку. Из-за дефицитности никеля наблюдается тенденция к замене там, где это возможно, хромоникелевых нержавеющей сталей высокомарганцевыми. Говоря об экономической эффективности, нельзя не сказать об азоте в роли легирующего компонента. Азот является дешевым, и процесс его получения из атмосферы не требует разрушения поверхности и недр земли, неизбежных при добыче руд. Поэтому введение азота в стали позволяет решать не только вопросы повышения их прочности и экономии легирующих элементов, но и решать экологические проблемы.

Экономичность применения азотсодержащих сталей будет возрастать вследствие роста затрат на экологию, стоимости и дефицитности легирующих элементов, требований экономии энергии в производстве и снижении металлоёмкости.

Цель работы: исследование структуры и свойств железомарганцевых сплавов с высоким содержанием алюминия для оценки их применимости в литом и деформированном состоянии.

Научная новизна:

1. Экспериментально получены и изучены литые $\text{Fe} + (12,7 - 25,6)\% \text{ Mn} + (0 - 14,4)\% \text{ Al} + (0,02 - 2,18)\% \text{ C}$ сплавы, в т.ч. микролегированные азотом $(0,001 - 0,135)\% \text{ N}$, с высокой удельной прочностью. Микролегирование азотом способствует уменьшению расслоения расплава, стабилизации аустенита, понижению температуры мартенситного превращения и уменьшению количества ϵ -мартенсита, образующегося при охлаждении.

2. Для широкого интервала варьирования состава сплавов при давлении азота $P_N = 0,1 - 1,0 \text{ МПа}$ рассчитаны и экспериментально подтверждены температурно-концентрационные

области растворения избыточных фаз и существования аустенита, которые могут быть использованы при назначении режимов термической и термомеханической обработки.

3. Показано, что литые высокоуглеродистые высоколегированные Fe-Mn-Al-C сплавы, хорошо деформируются в горячую, вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. В ходе теплой деформации в исследуемых сплавах реализуется высокопрочное состояние (σ_b 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.

4. Экспериментально доказано, что в литом и деформированном состоянии 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 ($\gamma - \alpha - k$ -карбид; $\gamma - \epsilon - k$ -карбид; $\gamma - \epsilon - \alpha$) с разным соотношением, размерами и распределением фаз, обеспечивающую широкие пределы варьирования комплекса механических и физических свойств.

Научная и практическая ценность работы:

1. Построены и проанализированы диаграммы фазовых равновесий высокоалюминиймарганцевых сплавов железа, легированных углеродом или углеродом и азотом. Определены температурно-концентрационные параметры аустенитной области, при которых возможно получать немагнитные сплавы с высоким уровнем механических свойств.

2. Расчетно и экспериментально показано, что легирование алюминием уменьшает расслоение по марганцу, расширяет область существования α -фазы, определяет возможность образования каппа-карбида, тормозит процессы рекристаллизации при горячей деформации. Добавка азота также уменьшает расслоение расплава, стабилизирует аустенит, понижает температуру мартенситного превращения, а, следовательно, уменьшает количество ϵ -мартенсита, образующегося при охлаждении. Это необходимо учитывать при назначении режимов термической и термомеханической обработки.

3. Все сплавы, в т.ч. высокоуглеродистые высоколегированные Fe-Mn-Al-C литые сплавы, хорошо деформируются в горячую, вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. Сопротивление горячей деформации растет с повышением содержания алюминия, углерода и азота, причем в большей степени для аустенитных сплавов.

4. При теплой деформации литых сплавов реализуется высокопрочное состояние (σ_b до 1810 МПа), которому соответствует достаточно высокий запас пластичности. Степень деформации всех сплавов при теплой деформации 25 – 50 % обжатия. Сопротивление теплой деформации увеличивается с ростом содержания углерода, азота и алюминия.

5. Литые Fe-Mn-Al-C-N γ -сплавы, в т.ч. высокоуглеродистые, при холодной деформации обладают высокой деформируемостью при большом уровне прочности. TRIP-эффект дополнительно увеличивает пластичность. Литые α -сплавы при холодной деформации имеют невысокую прочность и пластичность.

6. Практически все исследуемые сплавы могут использоваться как в литом, так и в деформированном состоянии. Выбирая химический состав Fe-Mn-Al-C-N сплавов с высокой удельной прочностью в зависимости от условий эксплуатации, эти сплавы можно использовать в качестве высокопрочных с большим запасом пластичности, теплостойких и износостойких.

7. На основании установленной взаимосвязи состава, структуры, физических и механических свойств разработаны рекомендации для выбора режимов термической и термомеханической обработки исследованных сплавов.

Положения, выносимые на защиту:

1. Экспериментальные данные о диаграммах фазовых равновесий сплавов системы Fe-Mn-Al-C-N, возможном фазовом составе литых сплавов, ,

2. Установленные возможности уменьшения расслоения, стабилизации однофазной области и способности к старению. В результате для широкого диапазона концентраций Fe-Mn-Al-C сплавов, в т.ч. микролегированных азотом, получены экспериментальные данные о влиянии способа получения, химического и фазового состава, обработки на структуру и свойства железомарганцевых сплавов с высоким содержанием алюминия.

3. Экспериментально показана возможность получать сплавы на основе Fe-Mn-Al-C-N в широком диапазоне концентраций легирующих элементов в литом и деформированном состоянии, что расширяет область их рационального применения.

4. Разработанные рекомендации для выбора составов, температурно-концентрационных областей для назначения режимов термической и термомеханической обработки.

Апробация работы

Основные результаты диссертационной работы были доложены и обсуждены на:

Молодежной конференции «Новые материалы и технологии в ракетно-космической технике» (г. Звездный, 2011); II-й Всероссийской молодежной школе-конференции «Современные проблемы металловедения» (г. Пицунда, Абхазия 2011г.); X Семинаре по термомеханической обработке металлических материалов «Бернштейновские чтения» (Москва, 2011г.); VI-й Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ-2012» (Москва, 2012 г.); III-й Международной

конференции «Современные требования и металлургические аспекты повышения коррозионной стойкости и других служебных свойств углеродистых и низколегированных сталей» (Москва, 2012); IX Европейском симпозиуме по мартенитным превращениям, Esomat 2012 (Санкт-Петербург, 2012); IX Международном конгрессе «Машины, технологии, материалы» (г. Варна, Болгария, 2012).

Практическая ценность работы подтверждена Актом об использовании результатов диссертационной работы предприятием ОАО «РКК «Энергия». Основное содержание диссертации опубликовано в 11-и печатных работах, в том числе в 2-х изданиях, рекомендованных ВАК.

Структура и объем работы: Диссертация изложена на 125 страницах машинописного текста, состоит из введения, 3 глав, выводов и приложений. Включает 54 рисунка, 23 таблицы, 2 приложения, библиографический список из 106 наименований.

Основное содержание работы

Аналитический обзор литературы

В аналитическом обзоре рассмотрены современные тенденции развития высокопрочных сплавов на основе железа, основные направления в разработках новых сталей.

Рассмотрены диаграммы фазовых равновесий Fe-Mn, Fe-Al, Fe-Mn-Al, Fe-Mn-Al-C, основные механические и физические свойства сплавов рассматриваемых систем легирования. Изучены имеющиеся данные о структурных и фазовых превращениях Fe-Mn-Al-C сплавов при нагреве до температур аустенитизации, горячей деформации и охлаждения. Рассмотрены основные режимы термической обработки, наиболее часто применяемые режимы старения, процессы, протекающие при термической обработке и старении. Оценена эффективность деформационного упрочнения и улучшения механических свойств и микроструктуры Fe-Mn-Al-C сплавов за счет добавления различных легирующих элементов, в том числе азота.

Подробно проанализирован вопрос о термомеханической обработке как эффективном способе формирования структуры высокопрочных сплавов (сталей).

Описаны перспективы развития высокопрочных сплавов третьего поколения. Оценена возможность разработки сплавов с высокой удельной прочностью для применения их в качестве немагнитных, высокопрочных конструкционных с высокой износостойкостью.

Уменьшение плотности до 17 % и высокая стойкость при высоких скоростях деформации дают возможность сплавам этого семейства использоваться в качестве броневой стали на замену традиционным литым сталям, применяющимся в бронежилетах.

Материалы и методики исследования

Химический состав основных экспериментально исследуемых сплавов приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сплавов

Сплав №	Массовая доля элемента, % масс.					
	Mn	Al	Si	Mo	C	N*
1 (32K)	16,8	0,01	0,86	2,0	1,62	0,020
2 (35K)	21,2	6,2	0,50	0,20	1,10	0,006
3 (36K)	19,1	7,5	0,60	1,20	1,47	0,002
4 (33K)	19,1	9,0	0,50	0,03	2,18	0,001
5 (34K)	23,9	4,0	0,54	0,01	1,80	0,032
6 (38K)	25,3	0,01	0,20	<0,001	0,02	0,014
7 (39K)	23,7	7,5	0,20	<0,001	0,05	0,008
8 (40K)	22,6	14,4	0,20	<0,001	0,05	0,007
9 (45K)	23,8	4,6	0,20	<0,001	0,05	0,020
10 (41K)	25,6	0,01	0,20	<0,001	0,03	0,135
11 (42K)	23,7	8,1	0,20	<0,001	0,05	0,008
12 (43K)	24,3	11,5	0,20	<0,001	0,03	0,045
13 (44K)	24,1	5,3	0,32	<0,001	0,04	0,024
14	13,4	7,5	–	–	–	–
15	12,7	7,5	–	–	–	–
16	14,0	12,0	–	–	–	–
<i>Примечание:</i> * – общее содержание азота в сплаве, определенное методом экстракции на приборе фирмы LECO TN-136						

Выплавка сплавов 1 – 13 осуществлялась в лабораторной вакуумной печи сопротивления с вольфрамовым нагревателем при температурах 1600 °С методом сплавления следующих шихтовых компонентов: карбонильное железо + марганец металлический или ферромарганец + алюминий технической чистоты. Для перемешивания и 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 1 – 13 представляли собой цилиндры диаметром 5,0 – 7,0 мм. Сплавы 14, 15 и 16 получены из чистой шихты (карбонильное железо + металлический марганец + алюминий высокой чистоты) путем плавки во взвешенном состоянии в атмосфере аргона при давлении $P_{Ar} = 0,9$ МПа. Слитки имели форму усеченного конуса с максимальным поперечным сечением 3 мм и длиной 12 мм.

Горячую и теплую деформацию сжатием осуществляли при температуре $T = 950 - 1000$ °С и $T = 550$ °С соответственно, со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 0,1$ с⁻¹ вдоль оси цилиндрических образцов высотой $h = 9,70 - 11,45$ мм и диаметром $\varnothing = 5,50 - 6,20$ мм с использованием испытательного комплекса «Gleeble System 3800». Степень деформации всех сплавов как при горячей, так и при теплой деформации составляла 25 – 50 %. После

деформации образцы резко (не менее 30 – 50 град/с) охлаждали с помощью воздушных форсунок.

Холодная деформация осуществлялась путем испытания на трехточечный поперечный изгиб цилиндрических образцов $\varnothing \approx 5,0 - 7,0$ мм и длиной 60 мм на испытательной машине Instron со скоростью перемещения ножа 0,1 мм/с.

Обработка на твердый раствор проводилась путем нагрева образцов в печи до температур $T = 1070 - 1090$ °С и закалки в воду.

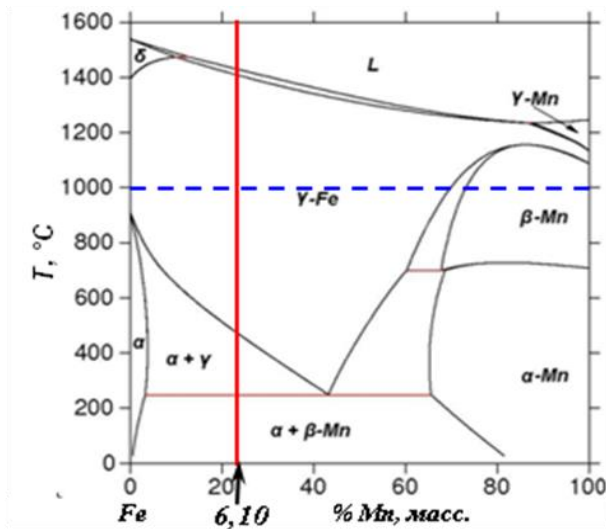
Для каждого конкретного химического состава исследуемых сплавов с помощью пакета программ Thermo-Calc были построены политермические разрезы диаграмм фазовых равновесий при различном давлении азота (0,1 – 1,0 МПа).

Другие используемые методы исследования:

- световая микроскопия для металлографического исследования, рентгеноструктурный анализ для определения фазового состава, полуширины линий и периодов решетки твердых растворов;
- дилатометрический анализ превращений, более подробно процессов старения;
- измерение твердости HV;
- гидростатическое взвешивание для определения плотности;
- измерение теплопроводности (путем построения температурно-временных зависимостей) и теплоемкости экспериментальных сплавов в интервале 20 – 100 °С проводили с помощью дифференциальной термопары;
- магнитометрический анализ для оценки намагниченности.

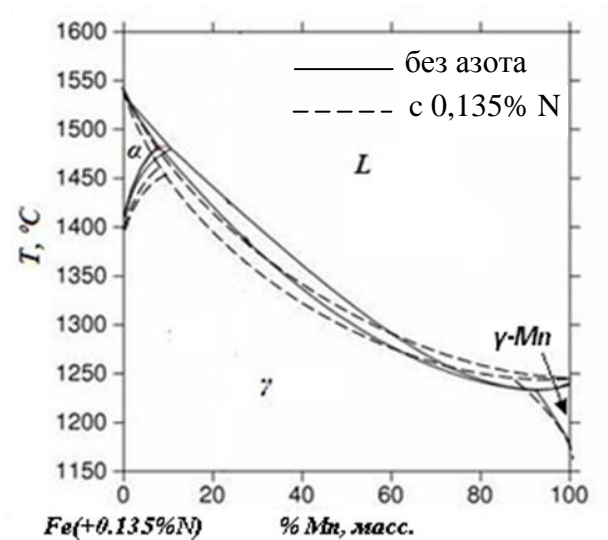
Результаты и обсуждение

Анализ диаграмм фазовых равновесий (ДФР) позволяет прогнозировать следующее. Безалюминиевые двойные сплавы 6, 10 (Fe + 23,5% Mn, рисунок 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 . Известно, 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 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращение с образованием парамагнитного ε -мартенсита с ГПУ-решеткой по сдвиговому механизму мартенситного типа.



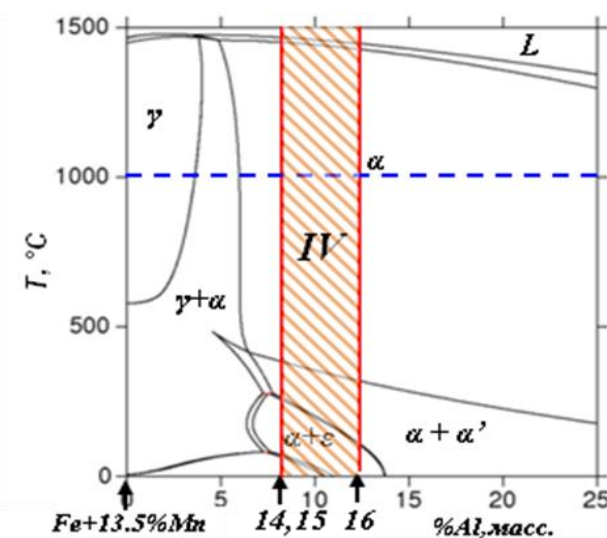
а

Диаграмма фазовых равновесий системы Fe-Mn



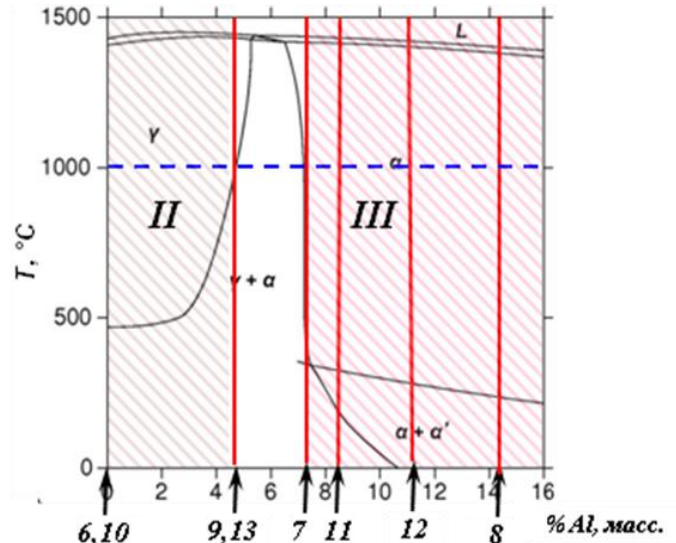
б

Влияние 0,135% N на диаграмму Fe-Mn



в

Политермический разрез (Fe+13,5%Mn) – Al



г

Политермический разрез (Fe+23,5%Mn) – Al

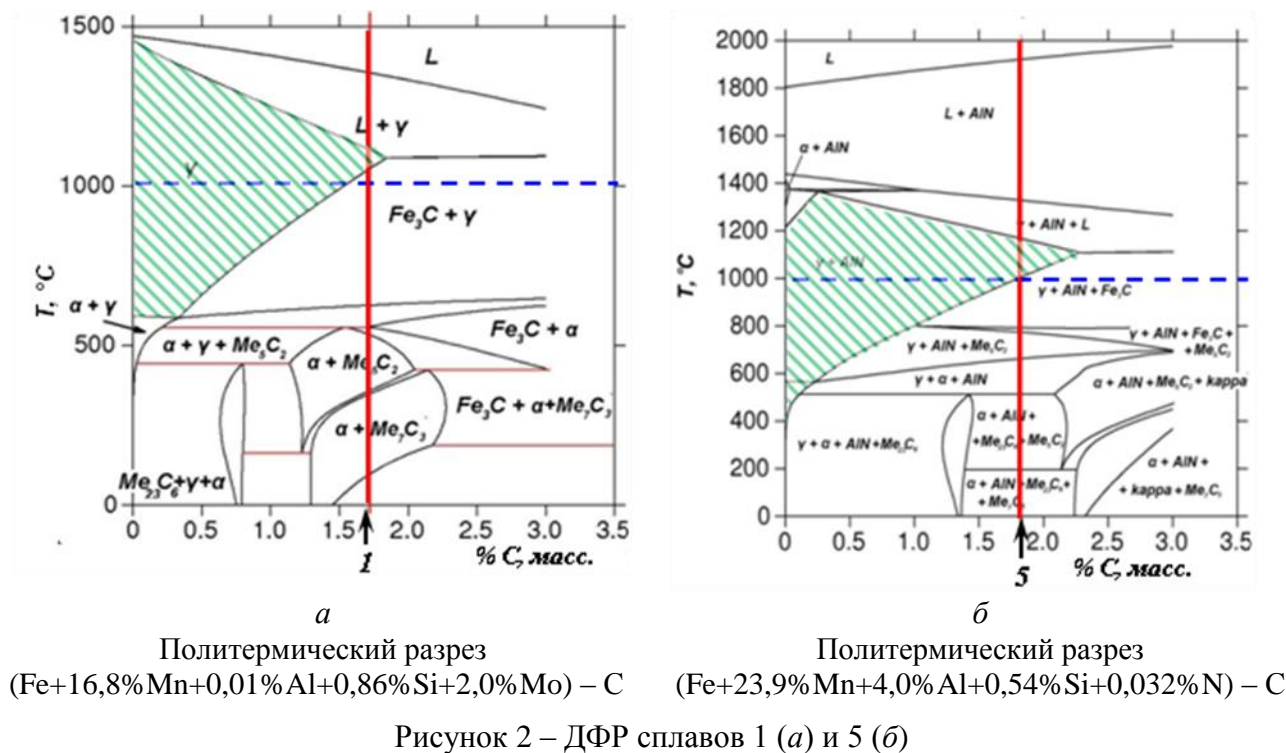
Рисунок 1 – ДФР, рассчитанные с помощью программного продукта Thermo-Calc

В результате ускоренно охлажденные литые двойные сплавы с высоким содержанием марганца могут иметь трехфазную структуру $\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$.

Добавка азота уменьшает расслоение расплава (рисунок 1, б), стабилизирует аустенит, понижает температуру мартенситного превращения, а, следовательно, уменьшает количество ϵ -мартенсита, образующегося при охлаждении. При большем содержании азота на диаграмме появляются нитрид алюминия и газовая фаза, прохождение через которую при кристаллизации сплава может приводить к появлению пор в литом материале.

При легировании алюминием, который, напротив, является сильным α -стабилизатором, область существования γ -твердого раствора сужается. Поэтому сплавы 9, 13, 7, 11 по мере увеличения содержания алюминия могут иметь двухфазную ($\gamma + \alpha$) структуру с увеличением доли α -фазы, а сплавы 8, 12 – быть полностью ферритными (рисунок 1, в – г). В структуре сплавов 14 – 16 тройной системы Fe-Mn-Al в исследуемом диапазоне концентраций Mn (12,7 – 14,0%) и Al (7,5 – 12,0%) может быть либо только α -фаза, либо α -фаза с небольшим количеством аустенита или ϵ -мартенсита.

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 – 5 могут быть аустенитными или дополнительно содержать карбиды или карбонитриды (рисунок 2).



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

Таблица 2 – Фазовые составы, рассчитанные по Thermo-Calc и полученные с помощью рентгенографического исследования, литых сплавов при 25°C

Сплав	Фазовый состав при 25 °С		Период решетки γ -твердого раствора a_{γ} , Å	Период решетки α -твердого раствора a_{α} , Å	Период решетки κ -карбида, Å
	Расчет	Эксперимент			
1 (32К)	$\gamma + \text{Ц} + \text{Me}_x\text{C}_y$	$\gamma + \epsilon(\text{следы}) + \text{Me}_x\text{C}_y(\text{следы})$	$3,6365 \pm 0,0048$	-	-
2 (35К)	$\alpha + \gamma + \text{Me}_x\text{C}_y$	$\gamma + \kappa(\text{следы})$	$3,6703 \pm 0,0083$	-	-
2 зак.1090 °С	$\gamma + \alpha + \text{Ц}$	$\gamma + \kappa$	$3,6781 \pm 0,0005$	-	$3,6589 \pm 0,0040$
3 (36К)	$\alpha + \text{Me}_x\text{C}_y(+\kappa)$	γ	$3,6757 \pm 0,0025$	-	-
4 (33К)	$\alpha + \text{Me}_x\text{C}_y + \kappa$	$\gamma + \kappa$	$3,7206 \pm 0,0040$	-	$3,7174 \pm 0,0040$
4 зак.1070 °С	$\gamma + \alpha + \text{Ц}$	γ	$3,6512 \pm 0,0037$	-	-
5 (34К)	$\alpha + \text{AlN} + \text{Me}_x\text{C}_y(+\kappa)$	γ	$3,6690 \pm 0,0017$	-	-
6 (38К)	$\gamma + \alpha(+\epsilon)$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$3,6027 \pm 0,0030$	-	-
7 (39К)	$\alpha(+\gamma)$	α	-	$2,9076 \pm 0,0007$	-
8 (40К)	α	$\alpha + \epsilon$	-	$2,9070 \pm 0,0013$	-
9 (45К)	$\alpha + \gamma$	$\gamma + \epsilon(\text{следы})$	$3,6301 \pm 0,0033$	-	-
10 (41К)	$\gamma + \alpha(+\epsilon)$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$3,6077 \pm 0,0017$	-	-
11 (42К)	$\alpha(+\gamma)$	$\alpha + \epsilon$	-	$2,9111 \pm 0,0043$	-
12 (43К)	α	$\alpha + \gamma(\text{следы})$	$3,6397 \pm 0,0040$	$2,9160 \pm 0,0036$	-
13 (44К)	$\alpha + \gamma$	γ	$3,6317 \pm 0,0020$	-	-
14	$\alpha + \gamma$	α	-	$2,8891 \pm 0,0006$	-
15	$\alpha + \gamma$	α	-	$2,8920 \pm 0,0015$	-
16	α	α	-	$2,9018 \pm 0,0006$	-

Экспериментальные результаты рентгеноструктурного фазового анализа хорошо согласуются с прогнозируемыми на основе расчетных диаграмм фазовых равновесий только при учете условий кристаллизации и охлаждения. В результате ускоренной кристаллизации, охлаждения и малого количества азота не обнаружено нитрида алюминия AlN в сплавах, микролегированных азотом, а следы высокотемпературных карбидов типа Me_xC_y были замечены лишь в высокоуглеродистом сплаве 1. Расслоение и ликвация по марганцу проявились путем появления ϵ -фазы в сплавах 1, 6, 8 – 11, а в сплавах 6, 10 и вовсе наблюдали фазу $\beta\text{-Mn}$. Ускоренное охлаждение при низких температурах способствовало переохлаждению аустенита до комнатной температуры. Поэтому α -фазу наблюдали лишь в безуглеродистых сплавах 7, 8, 11, 12. При комнатной температуре за счет предотвращения выделения карбидов, особенно выделяющихся при сравнительно низких температурах, аустенитная матрица с некоторым количеством более высокотемпературного κ -карбида наблюдалась в литых ускоренно охлажденных сплавах с большим содержанием углерода 2 (там обнаружены следы κ -карбида) и 4. После обработки на твердый раствор при 1070-1090 °С κ -карбид отчетливо проявился в сплаве 2, но устранился в сплаве 4.

По исходному фазовому составу все сплавы удобно разделить на 4 группы: γ -сплавы высокоуглеродистые 1 – 5 (*1-я группа*), γ -сплавы малоуглеродистые 6, 9, 10, 13 (*2-я группа, область II на рисунке 1,з*), α -сплавы 7, 8, 11, 12 (*3-я группа, область III на рисунке 1,з*), α -сплавы 14 – 16, с меньшим содержанием марганца, полученные плавкой во взвешенном состоянии (*4-я группа, область IV на рисунке 1,в*).

Экспериментальные исследования показали, что высокоуглеродистые сплавы 1 – 5 в литом состоянии имеют дендритную структуру, сплавы 6 – 13 – дендритную или зеренную структуру в зависимости от легирования и результирующей скорости охлаждения, сплавы 14 – 16 – зеренную структуру (рисунок 3). Рассчитанная по структуре скорость охлаждения всех сплавов составила 100 – 1000 К/с.

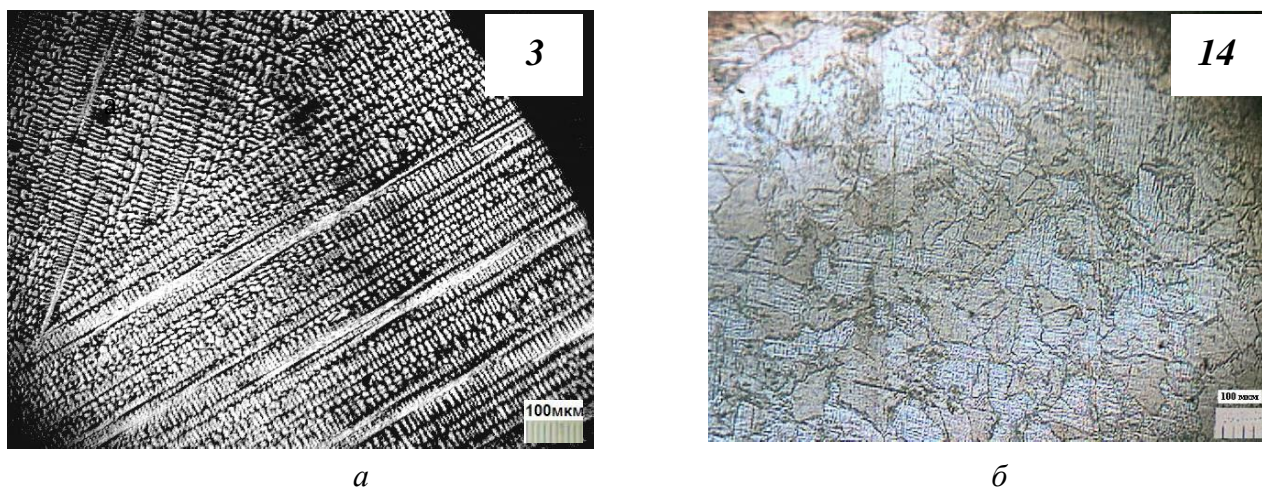


Рисунок 3 – Микроструктура сплавов 3 (*а*) и 14 (*б*) в литом состоянии. Поперечное сечение слитка

Все сплавы, в т.ч. высокоуглеродистые высоколегированные Fe-Mn-Al-C-(N) литые сплавы, хорошо деформируются в горячую, вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. Диаграммы горячей деформации сплавов 1 – 13 приведены на рисунке 4.

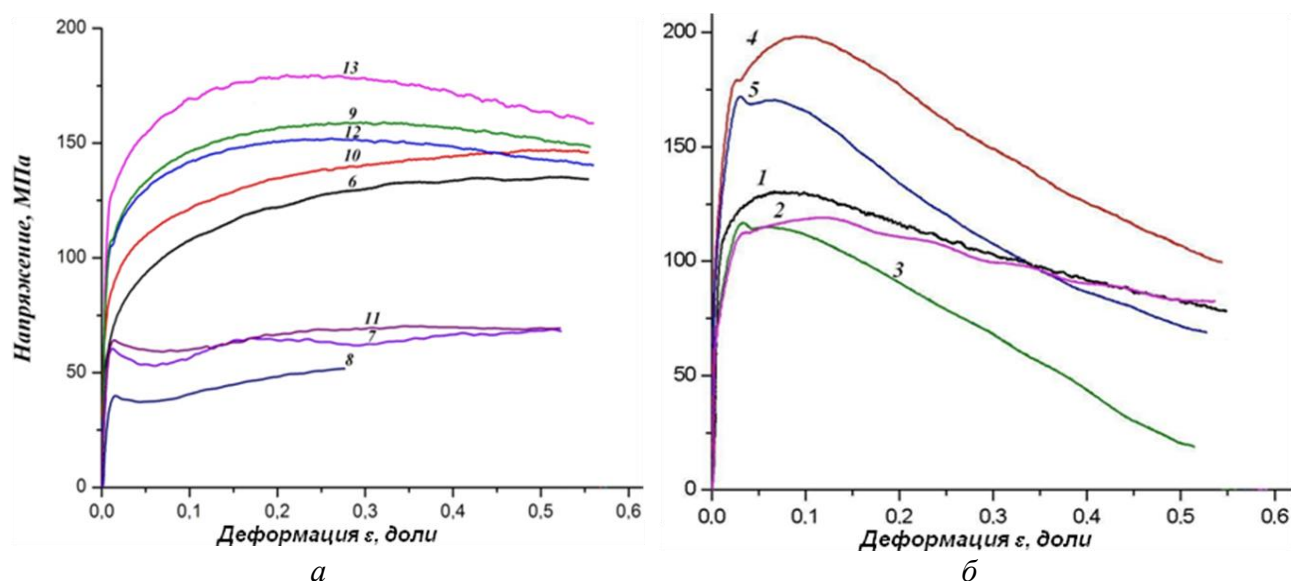


Рисунок 4 – Диаграммы горячей деформации сплавов 6 – 13 (*а*) и 1 – 5 (*б*).
 $T_{\text{деф}} = 950 - 1000^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$

Сопротивление горячей деформации (таблица 3) растет с повышением содержания алюминия, углерода и азота, особенно для аустенитных сплавов.

Таблица 3 – Фазовый состав и сопротивление горячей деформации сплавов ($\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$)

Параметры	Сплав, №												
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
$T_{\text{деф}}, ^\circ\text{C}$	1000	1000	1000	1000	1000	1000	950	950	1000	1000	950	1000	1000
ФС*	$\gamma(+\text{Ц})$	γ	γ	$\gamma+\text{kappa}$	$\gamma(+\text{AlN})$	γ	$\alpha(+\gamma)$	α	$\gamma(+\alpha)$	γ	$\alpha(+\gamma)$	$\alpha(+\gamma)$	$\gamma(+\alpha)$
ФС**	γ	$\gamma+\text{kappa}$	γ	$\gamma+\text{kappa}$	$\gamma+\alpha+\text{kappa}$	$\gamma+\epsilon+\beta\text{-Mn}$	$\alpha+\gamma$	$\alpha(+\gamma+\epsilon)$	γ	$\gamma+\epsilon+\beta\text{-Mn}$	$\alpha(+\gamma)$	$\gamma(+\alpha)$	γ
$\sigma_{\text{max}}^{1000}, \text{МПа}$	131	119	116	198	170	135	67	53	160	150	70	153	180
$\epsilon_{\text{max}}, \%$	8	12	4	8	4	45	44	24	23	45	28	21	18

Примечание:
 * – Фазовый состав при температуре деформации, рассчитанный при помощи программы Thermo-Calc.
 ** – Фазовый состав, экспериментально определенный рентгеноструктурным анализом после деформации и охлаждения.

Степень развития рекристаллизации при одинаковых параметрах горячей деформации возрастает в следующем ряду сплавов: Fe-Mn-(N), Fe-Mn-Al-C-(N), Fe-Mn-Al-(N). Основные определяющие факторы: уровень напряжений, скорость диффузии, и, в конечном счете, состав, исходная структура и структура при температуре горячей деформации.

При горячей деформации ускоряются процессы гомогенизации исходно неоднородных литых сплавов Fe-Mn-Al-C-(N). Это приводит к существенному изменению фазового состава после нагрева и горячей деформации, в частности, в сплавах Fe-Mn-Al-(N) заметно уменьшается количество β -Mn по сравнению с исходно литым состоянием.

Для оценки способности сплавов к тепловой деформации также проводили испытание на сжатие со следующими параметрами: $T_{\text{деф}} = 550 ^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$. Диаграммы тепловой деформации сплавов 1 – 13 приведены на рисунке 5.

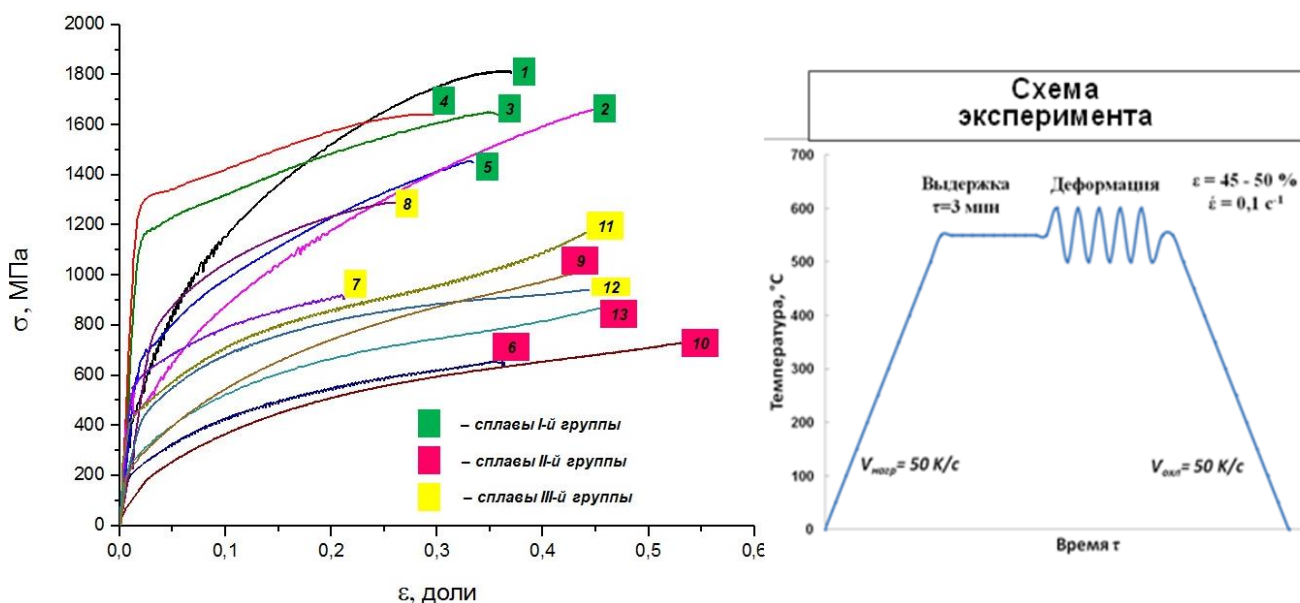


Рисунок 5 – Диаграммы тепловой деформации сплавов 1 – 13. $T_{\text{деф}} = 550 ^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ c}^{-1}$

Наибольшее сопротивление тепловой деформации 1450 – 1810 МПа имеют высокоуглеродистые Fe-Mn-Al-C-(N) аустенитные сплавы 1-й группы, прочность альфа-сплавов 3-й группы при температуре тепловой деформации составляет 920 – 1290 МПа. Малоуглеродистые Fe-Mn-Al-C-(N) аустенитные сплавы 2-й группы обладают наименьшей прочностью при $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$: 660 – 1000 МПа (таблица 4) Уровни прочности заметно больше по сравнению с прочностью при горячей деформации. С ростом содержания углерода и алюминия и уменьшением содержания марганца прочность увеличивается. При схожих химических составах в пределах каждой из рассматриваемых групп сплавы, микролегированные азотом, более прочные.

Таблица 4 – Фазовый состав и сопротивление тепловой деформации сплавов ($T_{\text{деф}} = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ c}^{-1}$)

Параметры	Сплав, №												
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
ФС литое сост.	$\gamma + \epsilon$ (следы) + Me_xC_y (следы)	$\gamma + \text{карра}$ (следы)	γ	$\gamma + \text{карра}$	γ	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	α	$\alpha + \epsilon$	$\gamma + \epsilon$ (следы)	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$\alpha + \epsilon$	$\alpha + \gamma$ (следы)	γ
ФС*	$\gamma + \text{Me}_x\text{C}_y$	$\gamma + \text{Me}_x\text{C}_y$	$\alpha + \text{Me}_x\text{C}_y$	$\alpha + \text{Me}_x\text{C}_y + \text{карра}$	$\gamma + \alpha + \text{AlN}$	γ	$\alpha + (\gamma)$	α	$\gamma + \alpha$	γ	α	α	$\gamma + \alpha$
ФС**	$\gamma + \epsilon$ (следы) + Me_xC_y (следы)	γ	γ	$\gamma + \text{карра}$ (следы)	$\gamma + \alpha$ (следы) + карра (следы)	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	α	α	γ	$\gamma + \epsilon$ (следы) + $\beta\text{-Mn}$ (следы)	α	$\alpha + \gamma$	γ
$\sigma_{\text{max}}^{550}$, МПа	1810	1665	1650	1637	1450	657	923	1290	1005	730	1175	942	870
ϵ_{max} , %	37	45	36	30	33	36	22	26	43	53	44	44	46
<p>Примечание:</p> <p>* – Фазовый состав при температуре деформации, рассчитанный при помощи программы Thermo-Calc.</p> <p>** – Фазовый состав, экспериментально определенный рентгеноструктурным анализом после деформации и охлаждения.</p>													

Высокопрочному состоянию соответствует достаточный запас пластичности. Степень деформации без разрушения всех сплавов при тепловой деформации 25 – 50 %.

Результаты дилатометрического и рентгеноструктурного анализа процессов показали, что при нагреве до $T=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ выравнивается химический состав всех сплавов, при этом в сплавах, содержащих избыточные фазы, карбиды растворяются. При охлаждении из γ -области ($T=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) со $V_{\text{охл}}=10 - 500\text{ K/c}$, как и при охлаждении слитков, происходит выделение избыточных фаз. В результате наблюдаемое небольшое изменение фазового состава связано с небольшим перераспределением количества разных фаз. Исходно литые аустенитные сплавы остаются немагнитными, фазовый состав: (γ) или ($\gamma + \text{карбиды}$).

При нагреве литых α -сплавов при $T=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ также идут процессы гомогенизации, уменьшается расслоение по марганцу, которое наблюдалось в литом состоянии, и при охлаждении не образуется ϵ -мартенсит.

При старении при $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$ в γ -сплавах Fe-Mn-Al-C-N идет выделение обычных карбидов Me_xC_y (включая κ -карбид и ферромагнитные карбиды $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$ цементитного типа), что ведет к более сильному изменению состава γ , который при охлаждении до $T_{\text{комн}}$ будет либо оставаться аустенитом (сплав 1), либо в нем дополнительно проходит $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

В α -сплавах при старении при $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$ могут идти процессы старения из-за небольших добавок C и N.

Изменение твердости после различных обработок показано на рисунке 6.

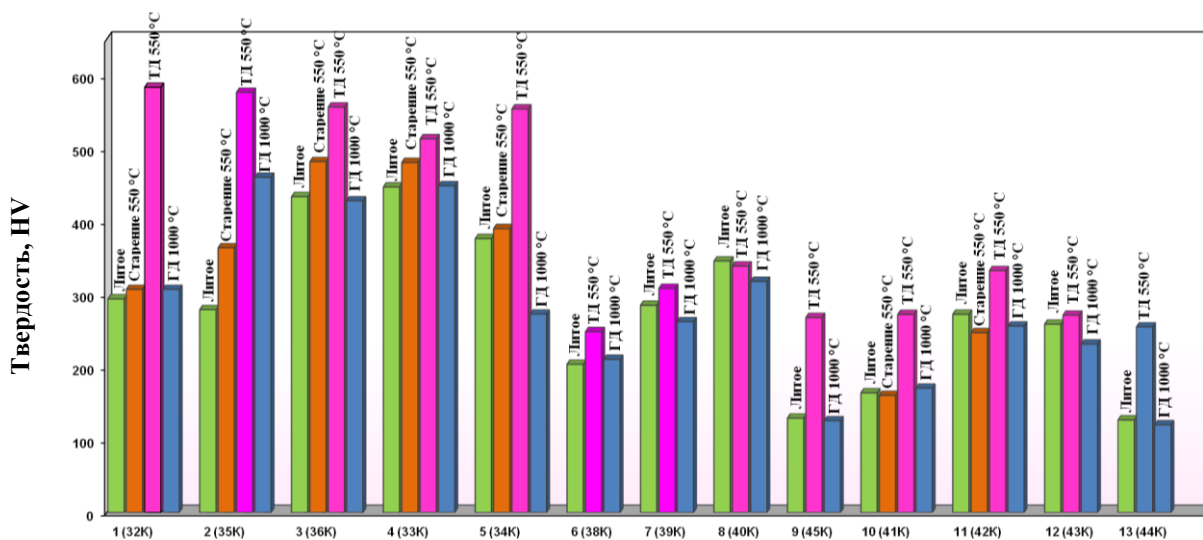


Рисунок 6 – Твердость сплавов после различных обработок.

Твердость всех сплавов после тепловой деформации выше, чем в литом и горячедеформированном состоянии. Твердость высокоуглеродистых сплавов после тепловой деформации в 2 раза превосходит аналогичные показатели в литом состоянии и достигает 550 – 600 HV. После старения при $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин твердость высокоуглеродистых сплавов 1-й группы увеличилась по сравнению с литым состоянием от 15 до 85 HV в зависимости от выраженности эффекта старения при данной температуре и времени выдержки для каждого сплава. В двойном Fe-Mn γ -сплаве 10 (2-я группа) твердость после старения практически не изменилась, а в α -сплаве 11 и вовсе уменьшилась, что связано с преобладанием процессов разупрочнения при $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$ для данного сплава.

Для оценки прочностных свойств при комнатной температуре были проведены испытания на трехточечный поперечный изгиб. Характерные диаграммы изгиба для каждой группы сплавов приведены на рисунке 7.

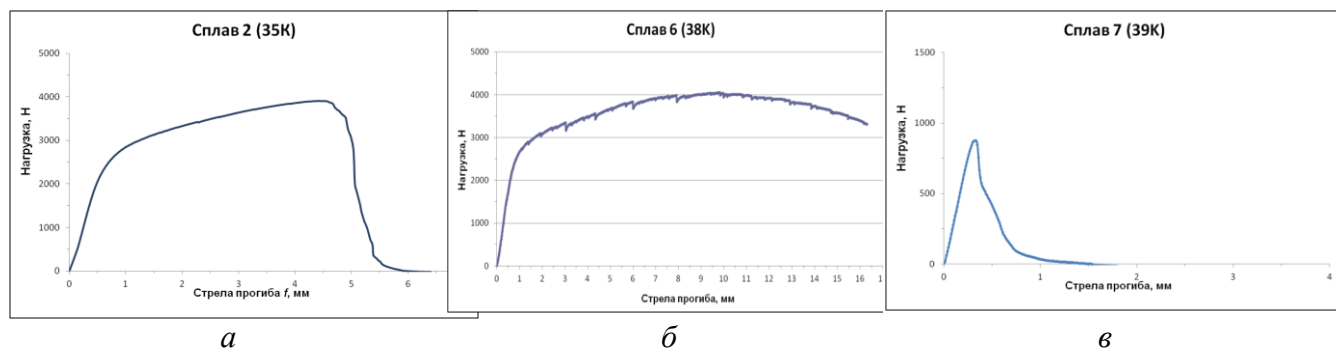


Рисунок 7 – Характерный вид диаграмм изгиба сплавов 1-й группы (а), 2-й группы (б), 3-й группы (в)

Стоит отметить, что α -сплавы 3й группы разрушались в упругой области подобно хрупким материалам (чугунам, керамикам), что связано с исходной литой структурой. Литые аустенитные малоуглеродистые сплавы 2-й группы, наоборот, показали высокую пластичность (образцы не разрушились при довольно высоких значениях сопротивления изгибу). Наибольшее сопротивление изгибу в сочетании с удовлетворительной пластичностью, несмотря на высокое содержание углерода, показали сплавы 1-й группы (таблица 5).

Наиболее пластичные сплавы при холодной деформации – это сплавы, в которых при деформации проходят $\gamma \rightarrow \alpha$ или $\epsilon \rightarrow \alpha$ превращения.

Таблица 5 – Фазовый состав и характеристики диаграмм изгиба

Сплав	Фазовый состав литых	Фазовый состав после изгиба	$\sigma_{пл}$, МПа	$\sigma_{упр}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{B\max}$, МПа	Угол загиба α , град
1 (32K)	$\gamma + (\epsilon) + (Me_xC_v)$	$\gamma + Me_xC_v$	699	778	909	1768	26,1
2 (35K)	$\gamma + (\text{карра})$	$\gamma + \alpha$	795	886	1041	1693	42,6
3 (36K)	γ	γ	1651	–	–	1877	2,8
5 (34K)	γ	γ	1052	1099	1213	1332	3,8
6 (38K)	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + \alpha + (\beta\text{-Mn})$	681	745	1009	1776	101,0
7 (39K)	α	α	531	550	–	566	1,0
9 (45K)	$\gamma + (\epsilon)$	$\gamma + (\alpha)$	317	342	401	1071	130,0
10 (41K)	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + (\epsilon) + (\beta\text{-Mn})$	234	252	323	1136	124,0
12 (43K)	$\alpha + (\gamma)$	α	243	278	–	358	1,0
13 (44K)	γ	γ	283	308	365	1095	128,0

Экспериментальные оценки физических и механических свойств исследованных сплавов приведены в таблице 6. Минимальная плотность составляет не более $6,5 \text{ г/см}^3$ (таблица 6) при содержании алюминия приблизительно 14% (сплав 8). Это эквивалентно относительному уменьшению плотности примерно на 17 – 18 % по сравнению с плотностью чистого железа. Общее уменьшение плотности связано как с меньшей средней молярной массой сплавов за счет легирования большими количествами марганца до 25% ($\rho_{Mn} = 7,21 \text{ г/см}^3$) и, особенно, алюминия до 14 – 15% ($\rho_{Al} = 2,69 \text{ г/см}^3$), так и со значительным уменьшением атомной плотности элементарных ячеек, т.е. дилатацией решетки. Для сплава с 12% алюминия полное уменьшение удельной плотности составляет примерно 17% (при

плотности 6,6 г/см³), при этом уменьшение плотности только из-за дилатации γ -решетки приблизительно составляет 10%.

Таблица 6 – Сводная таблица свойств Fe-Mn-Al-C-N сплавов

Сплав	Фазовый состав	Плотность ρ , г/см ³	Теплоемкость 25-100 °С, Дж/кг*К	Теплопроводность 25-100°С, Вт/(м*К)	Магнитность	HV	$\frac{\sigma_{\max}^{1000}}{\rho_{\text{км}}}$	$\frac{\sigma_{\max}^{550}}{\rho_{\text{км}}}$	$\frac{\sigma_{\text{изг}}^b}{\rho_{\text{км}}}$
1 (32K)	$\gamma+(\epsilon)+(Me_xC_\gamma)$	7,7074	364	8,6	–	293	1,7	24,0	23,4
2 (35K)	$\gamma+(\kappa)$	7,3282	399	8,4	–	279	1,7	23,2	23,6
3 (36K)	γ	6,9552	405	8,0	–	434	1,7	24,2	27,5
4 (33K)	$\gamma + \kappa$	7,0181	376	7,2	–	447	2,9	23,8	-
5 (34K)	γ	6,9994	369	7,3	–	376	2,5	21,1	19,4
6 (38K)	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	7,4643	454	15,3	–	204	1,8	9,0	24,3
7 (39K)	α	6,7191	441	11,9	++	285	1,0*	14,0	8,6
8 (40K)	$\alpha + \epsilon$	6,5151	426	9,9	+	345	0,8*	20,2	-
9 (45K)	$\gamma+(\epsilon)$	7,4774	427	9,5	–	130	2,2	13,7	14,6
10 (41K)	$\gamma+\epsilon+\beta\text{-Mn}$	7,6462	465	15,2	–	164	2,0	9,7	15,2
11 (42K)	$\alpha + \epsilon$	7,1033	445	12,8	++	272	1,0*	16,9	-
12 (43K)	$\alpha+(\gamma)$	6,6027	450	9,6	++	259	2,4	14,6	5,5
13 (44K)	γ	7,4041	417	9,3	–	127	2,5	12,0	15,1

Примечание:
* – для сплавов 7, 8, 11 σ_{\max} при $T = 950^\circ\text{C}$

Оцененный рентгенографически коэффициент дилатации решетки аустенита при легировании алюминием для сплавов Fe–(23-25)%Mn при содержании алюминия 0 – 11,5% Al равен 0,0037 [$\text{\AA} / \% \text{ масс.}$]. Коэффициент дилатации решетки феррита при легировании алюминием для сплавов Fe–(23-25)%Mn при содержании алюминия (7,5 – 14,4)% Al равен 0,0013 [$\text{\AA} / \% \text{ масс.}$].

Экспериментальное определение удельной теплопроводности показало, что в пределах каждой группы сплавов эта характеристика уменьшается с ростом содержания алюминия. Кроме того, в высокоуглеродистых сплавах (1-я 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. Теплопроводность всех сплавов уменьшается с увеличением суммарного легирования Al+C+N, т.е. тех легирующих элементов, которые вносят большие искажения в кристаллическую решетку. 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 1-й и 2-й групп характер этого

уменьшения более выраженный, чем для α -сплавов 3-й группы. α -сплавы имеют более высокие значения теплоемкости и теплопроводности, чем γ -сплавы.

Сравнение удельной прочности сплавов при различных температурах испытания показало следующее. При холодной деформации самыми высокопрочными, с высокой пластичностью и наиболее твердыми являются сплавы 1-й группы. Их прочность и твердость может быть увеличена в результате теплой деформации и старения.

Для 2-й группы сплавов характерны высокие уровни свойств при низких температурах, но они, вероятно, наименее износостойкие – их твердость после каждой из обработок не превышает уровня твердости классических хромоникелевых нержавеющей 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 более существенно проявляются при теплой деформации. В результате деформационного старения по прочности они приближаются к γ -сплавам 1-й группы. Однако в литом состоянии их использование ограничено низкой пластичностью, поэтому их рекомендуется использовать в деформированном состоянии, после исправления литой структуры.

ВЫВОДЫ

1. Регулируя состав сплавов на основе системы Fe-Mn-Al-C-N и режимы термомеханической обработки можно сформировать триплекс-структуру ($\gamma - \alpha - \text{карбиды}$; $\gamma - \epsilon - \text{карбиды}$; $\gamma - \epsilon - \alpha$) с разным соотношением, размерами и распределением фаз, обеспечивающую заданный комплекс механических и физических свойств. Экспериментальные результаты рентгеноструктурного фазового анализа хорошо согласуются с прогнозируемыми на основе расчетных диаграмм фазовых равновесий при учете условий кристаллизации и охлаждения.
2. Легирование алюминием уменьшает расслоение по марганцу, расширяет область существования α -фазы, определяет возможность образования каппа-карбида, тормозит процессы рекристаллизации при горячей деформации. Добавка азота также уменьшает расслоение расплава, стабилизирует аустенит, понижает температуру мартенситного превращения, а, следовательно, уменьшает количество ϵ -мартенсита, образующегося при охлаждении. Это необходимо учитывать при назначении режимов термической и термомеханической обработки.
3. Высокоуглеродистые высоколегированные Fe-Mn-Al-C литые сплавы хорошо деформируются в горячую, вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. Сопротивление горячей деформации растет с повышением содержания алюминия, углерода и азота.
4. При тепловой деформации литых сплавов реализуется высокопрочное состояние (σ_b до 1810 МПа), которому соответствует достаточный запас пластичности. Реализуемая степень деформации всех сплавов при тепловой деформации составляет 25 – 50 %. Сопротивление тепловой деформации увеличивается с ростом содержания углерода, азота и алюминия.
5. Литые Fe-Mn-Al-C-N γ -сплавы, в т.ч. высокоуглеродистые, при холодной деформации обладают высокой деформируемостью при большом запасе прочности. TRIP-эффект дополнительно увеличивает пластичность. Литые α -сплавы при холодной деформации имеют невысокую прочность и пластичность.
6. При нагреве литых сплавов в аустенитную область ($T=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) проходят процессы гомогенизации, растворение избыточных фаз. При достаточно высоких скоростях охлаждения с $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ в α -сплавах успевают пройти только процессы старения, а в γ -сплавах 1-й и 2-й группы дополнительно проходят полиморфные превращения. В результате эти превращения приводят к изменению соотношения фаз после нагрева и охлаждения с $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. При старении высокоуглеродистых сплавов при $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$ идет выделение карбидов, включая κ -карбид и ферромагнитные карбиды $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$.

цементитного типа, возможно дополнительное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. В α -сплавах при старении при $T=550^\circ\text{C}$ также могут идти процессы старения из-за небольших добавок С и N. Процессы гомогенизации ведут к стабилизации α -состояния.

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

Основные результаты диссертационной работы изложены в следующих публикациях:

1. Бронз А.В., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г. «Экспериментальное исследование высокотемпературной прочности сплавов Fe-Mn-Al-C-N». Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012, №3. С.57 – 62.
2. Бронз А.В., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г. «Изменение структуры при термической и термомеханической обработке литых высокоалюминиймарганцевых сплавов железа». Известия Вузов. Черная металлургия. 2012, №9. С. 38 – 42.
3. Bronz A., Deminskaya V., Kaputkina L., Kindop V., Kremyansky D., Prokoshkina V., Svyazhin A., Siwka J. «Structure and strength cast high aluminum and manganese of iron alloys with a high carbon content». The international virtual journal for science, techniques and innovations for the industry «Machines, Technologies, Materials». 2012, №9. P. 36 – 39.
4. Бронз А.В., Деминская В.Л., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Кремьянский Д.В., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г., Сивка Е. «Структура и прочность литых высоколегированных алюминий-марганцевых высокоуглеродистых сплавов железа». В сб. тезисов X Международного конгресса «МАШИНЫ, ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ» Варна, Болгария, 19 – 21 сентября 2012 г.
5. Бронз А.В., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Кремьянский Д.В., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г. «Влияние добавки азота на мартенситное превращение и образование ε -мартенсита в сплавах Fe-Mn-Al-C». В сб. тезисов IX Европейского симпозиума по мартенитным превращениям (Esomat 2012). Санкт-Петербург, 2012.
6. Бронз А.В., Капуткина Л.М. «Исследование Fe-Mn-Al-C-N сталей с высокой удельной прочностью» В сб. докладов Молодежной конференции «Новые материалы и технологии в ракетно-космической технике». Центр подготовки космонавтов им. Ю.А. Гагарина, Звездный, 2011.
7. Бронз А.В., Капуткина Л.М. «Исследование алюминийсодержащих сталей с высокой удельной прочностью». В сб. трудов II-ой Всероссийской молодежной школы-

- конференции «Современные проблемы металловедения». Пицунда, Абхазия, 16-20 мая 2011г. / М: Изд. Дом МИСиС, 2011. С. 200-207.
8. Бронз А.В., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Кремьянский Д.В., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г. «Фазовый состав, структура и механическое поведение многокомпонентных сплавов на основе Fe-Mn-Al-C-N в литом и деформированном состоянии» В сб. тезисов VI-й Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ-2012» Москва, 2012.
 9. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г., Бронз А.В., Деминская В.Л. «Исследование Fe-Mn-Al-C-N сплавов с высокой удельной прочностью». В сб. тезисов X Семинара по термомеханической обработке металлических материалов «Бернштейновские чтения». Москва, 2011.
 10. Бронз А.В., Деминская В.Л., Капуткина Л.М., Киндоп В.Э., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г. «Высокотемпературная прочность высокоалюминиймарганцевых сплавов на основе железа» В сб. тезисов III-й Международной конференции «Современные требования и металлургические аспекты повышения коррозионной стойкости и других служебных свойств углеродистых и низколегированных сталей». Москва, 2012.
 11. Бронз А.В., Капуткин Д.Е., Капуткина Л.М. «Определение теплоемкости и теплопроводности Fe-Mn-Al-C-N сплавов». В сб. тезисов Международной выставке – конференции «Теплосберегающие технологии». Москва, 2012.