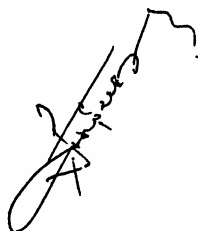


АНДРЕЕВ ПЁТР ПАВЛОВИЧ

РАЗРАБОТКА СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
ВЫСОКОПРОЧНОЙ БЕСКОБАЛЬТОВОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ
СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА С КОМПЛЕКСНЫМ
КАРБИДНО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Специальность 05.16.01.- Металловедение и термическая обработка
металлов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук



Москва - 1999г.

Работа выполнена в Московском Государственном Техническом
Университете им. Н.Э.Баумана

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
. А.Г. Рахштадт

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
профессор М.А.Штремель

кандидат технических наук, доцент
В. Н. Климов

Ведущее предприятие: Институт металлургии и
материаловедения РАН России

Защита состоится "24" ноября 1999 года на заседании
диссертационного совета К 053.15.13 в Московском Государственном
Техническом Университете им. Н.Э.Баумана по адресу:
107005, Москва, 2-я Бауманская, 5

Ваш отзыв на автореферат в одном экземпляре, заверенный
печатью просим высылать по указанному адресу.

миться в библиотеке МГ

жк 267-09-63

ктября 1999 года

НТБ МГТУ им. Н.Э.Баумана



1564769

Андреев П.П. Разработка со

9

Шубин И.Н.

бъем 1 п.л. тираж 100 экз.
принт МГТУ им.Н.Э.Баумана

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы. Создание высокопрочных конструкционных сталей является одной из актуальных проблем современного металловедения, поскольку применение подобных материалов не только обеспечивает существенное снижение габаритно - весовых параметров различных механизмов и машин, но в ряде случаев позволяет осуществить принципиально новые конструктивные решения при разработке ответственных изделий.

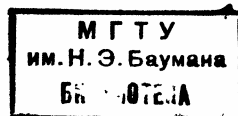
Несмотря на серьёзные успехи в разработке высокопрочных конструкционных сталей, достигнутые при осуществлении различных схем комбинированного упрочнения, эту проблему нельзя считать вполне решённой.

Основным механизмом упрочнения большинства сталей, как известно, является мартенситное превращение. Вместе с тем самый высокий комплекс свойств конструкционных сталей достигается, как правило, в результате сочетания с мартенситным превращением, с происходящим при отпуске дисперсионным твердением.

1364469
Совместное воздействие мартенситного превращения и дисперсионного твердения с выделением интерметаллидных фаз успешно реализованное в мартенситностареющих сталях, может быть усилено при использовании комплексного, т.е. совместного выделения нескольких фаз, в частности, и интерметаллидной и карбидной, что обеспечивает более высокий уровень упрочнения, чем при выделении одной фазы и может придать определённые металлургические преимущества, так как позволяет выплавлять стали не с очень низким, а с относительно повышенным содержанием углерода, необходимого для образования карбидов. Эффективность такого комплексного выделения доказана в работах, проведённых в МГТУ им. Н.Э.Баумана и ЦНИИЧМ им.И.П.Бардина, на основании которых созданы высокопрочные стали типа 25Н12К10М6.

Однако их широкое применение ограничивается тем, что все они в своём составе содержат остродефицитные элементы, такие как кобальт (до 10...15%), молибден (до 5...8%) и др.

Поэтому, весьма актуальна задача разработки экономнолегированных безкобальтовых высокопрочных конструкционных сталей мартенситного класса.



Анализ большого числа систем легирования высокопрочных конструкционных сталей мартенситного класса показывает, что эффект комплексного упрочнения за счёт выделения двух типов фаз, может быть реализован и на базе других систем легирования. К такой новой системе легирования, могут быть отнесены стали типа Ni - Cr - Mo - Al с повышенным содержанием углерода, отличающихся меньшим содержанием молибдена и отсутствием в их составе кобальта. В сталях этой системы наряду с мартенситным превращением, возможно образование при отпуске таких упрочняющих фаз как - карбиды типа $M_{23}C_6$ и Mo_2C (а частично и Mo_6C) и интерметаллидов типа NiAl.

Цель работы. Разработка высокопрочной экономнолегированной бескобальтовой конструкционной стали мартенситного класса, отличающейся при временном сопротивлении 2100 МПа повышенным сопротивлением хрупкому разрушению.

Задача исследования. Выбор системы легирования и разработка на её основе комплекса легирующих элементов не содержащего кобальт и обеспечивающего карбидно-интерметаллидное упрочнение мартенситной матрицы и достижение требуемого уровня свойств стали.

Научная новизна.

1. На базе выбранной системы легирования стали - Ni-Cr-Mo-Al с повышенным содержанием углерода разработан состав с концентрацией указанных легирующих элементов, обеспечивающих высокоэффективное карбидно-интерметаллидное упрочнение мартенситной матрицы.

2. Установлены закономерности фазовых и структурных превращений, происходящих в стали изучаемой системы легирования при нагреве и охлаждении, на базе которых разработаны условия упрочняющей термической обработки.

3. Разработан состав бескобальтовой экономнолегированной стали типа 25H11X5M2Ю, обеспечивающей после оптимальных режимов упрочняющей термической обработки следующий уровень свойств: $\sigma_B \cong 2100$ МПа, $\sigma_{0,2} \cong 1800$ МПа, $\delta \cong 10\%$, $\psi \cong 40\%$, $KCU \cong 0,4$ МДж/м², $K_{Ic} \cong 60$ МПа·м^{1/2}.

Практическая ценность. Разработанная на базе выбранной системы легирования (Ni-Cr-Mo-Al) высокопрочная конструкционная бескобальтовая сталь мартенситного класса с карбидно-интерметаллидным упрочнением не уступает по своим механическим свойствам значительно более дорогостоя-

шей стали Н18К9М5Т. Разработанная сталь апробирована в КБ “Химмаш” им. А.М.Исаева для изготовления деталей ответственного изделия. На состав стали получено положительное решение по заявке на патент.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены на IV Всесоюзной научно-технической конференции: “Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надёжности и долговечности изделий” г. Запорожье, 1989г.; на научно-практических семинарах: “Повышение качества, надёжности и долговечности изделий из конструкционных, жаропрочных, порошковых и инструментальных сталей и сплавов” в ЛДНТП, г. Ленинград, 1990г.; “Новые стали сплавы, режимы их термической обработки” в ЛДНТП, г. Ленинград, 1991г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 4 работы.

Объём работы. Диссертация состоит из введения, 5 глав и основных выводов, изложена на 167 страницах машинописного текста, содержит 33 рисунка, 14 таблиц и 116 библиографических источников.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении показана актуальность разработки высокопрочных конструкционных сталей, у которых высокий комплекс свойств достигается в результате сочетания с мартенситным превращением при закалке и структурных изменениях, которые происходят при последующем отпуске и связаны с выделением из мартенсита избыточных фаз. Показано, что имеются очевидные перспективы системы Ni-Cr-Mo-Al для разработки высокопрочной конструкционной стали мартенситного класса с карбидно-интерметаллидным упрочнением.

Сформулированы задачи исследования. (При постановке задач исследования ценные замечания были даны д.ф.-м.н. М.Д.Перкасом - ИМФ ЦНИ-ИЧМ им.И.П.Бардина.)

В первой главе дан обзор имеющихся в литературе данных, посвящённых анализу состава, структуры и свойств высокопрочных сталей.

Отмечены параметры структурного состояния определяющие прочностные характеристики мартенситных сталей. Это во-первых, повышение дисперсности пакетов и реек мартенсита приводит не только к упрочнению, но одновременно к увеличению ударной вязкости и к снижению температуры перехода от вязкого к хрупкому разрушению. Другим важным пара-

метром также определяющим прочность стали, но особенно сопротивление разрушению, является величина бывшего аустенитного зерна, от которого зависят размеры формирующихся в нём при охлаждении кристаллов мартенсита с развитой субструктурой.

Уровень упрочнения подобных мартенситных сталей определяется совместным влиянием группы факторов, включая плотность дефектов строения в мартенситной матрице, кристаллическую структуру, свойства, морфологию, объёмную долю и дисперсность частиц упрочняющих фаз, характер их распределения и тип связи с матрицей.

Рассмотрено несколько путей достижения высокого уровня свойств высокопрочных сталей мартенситного класса и установлено, что комбинированное выделение карбидных и интерметаллидных фаз при старении обеспечивает весьма высокий уровень упрочнения.

Определено, что основная система легирования для создания высокопрочной бескобальтовой стали мартенситного класса с комплексным карбидо-интерметаллидным упрочнением может быть следующей - Ni-Cr-Mo-Al при повышенном содержании углерода. С учётом изложенных представлений конкретизированы задачи исследования.

Во второй главе дано обоснование конкретного выбора составов сталей для исследования.

На основе анализа влияния легирующих элементов на фазовые превращения, структуру и свойства мартенситностареющих сталей, представленного в литературном обзоре, выбрана новая группа составов сталей мартенситного класса сталей на основе системы Ni-Cr-Mo-Al с содержанием углерода 0,2...0,3 %, — выше, чем в известных мартенситностареющих сталях, т.к. в сталях выбранной системы реализуется карбидно-интерметаллидное упрочнение.

Основным легирующим элементом в этих разрабатываемых составах сталей является никель, который снижает критическую скорость охлаждения и температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений и оказывает значительное влияние на уровень упрочнения мартенсита при отпуске, поскольку сильно уменьшает растворимость многих элементов — в частности алюминия, молибдена и др. — в мартенсите. От этого и зависит эффект дисперсионного твердения мартенсита при отпуске (старении). По указанным выше основаниям содержание никеля в разрабатываемых сталях было принято равным 10...12%, так как при

этом обеспечивается получение пакетного мартенсита, который характеризуется высокой плотностью дефектов строения при достаточной их подвижности, что обеспечивает и высокое сопротивление разрушению.

Другим важным компонентом разрабатываемого состава стали является углерод. Его содержание в составах стали принятой системы легирования определялось исходным принципом их упрочнения, основанным на выделении из мартенсита карбидных и интерметаллидных фаз. Учитывая, что обычно в высокопрочных сталях, в которых единственной упрочняющей фазой являются карбиды, содержание углерода находится на уровне 0,20-0,30%, то и в сталях выбранной системы его содержание было принято в пределах указанной концентрации - в среднем 0,25% С.

Для образования дисперсных частиц специальных карбидов, выделяющихся из мартенсита при отпуске, предусмотрено введение карбидообразующих легирующих элементов - хрома и молибдена, карбиды которых в значительном количестве могут растворяться в аустените при относительно невысоких температурах.

Содержание хрома было выбрано в пределах 3-6 %, что обеспечивает упрочнение мартенситной матрицы и создаёт эффект дисперсионного твердения в результате выделения из неё карбидов типа $M_{23}C_6$.

Использование более высокой концентрации хрома в стали с 0,2-0,3% С и 10-12% Ni нецелесообразно из-за резкого увеличения при этом устойчивости переохлаждённого аустенита, и, соответственно, значительного увеличения количества высокоустойчивого остаточного аустенита, что снижает эффект дисперсионного твердения при отпуске.

В сталях выбранного типа предусматривалось присутствие карбидов типа Mo_2C , и для их образования согласно элементарному расчёту для связывания в этот карбид каждой 0,1% С необходимо 1,5% Мо. Представлялось экономически нецелесообразным связывать в эти карбиды молибдена всё количество вводимого углерода (0,25%), так как тогда в составе стали должно было бы быть около 4% молибдена, а это сильно увеличило бы её стоимость и повысило температуру аустенитизации (больше 1050...1100° С) и кроме того, исключило бы образование сравнительно легко растворимых в аустените карбидов хрома. В итоге содержание молибдена было принято равным 2%.

Содержание алюминия было принято равным в среднем 1,5%. Именно при этом содержании алюминия и при 10-12% никеля обеспечивается практически максимальное упрочнение сплавов Fe-Ni-Al при старении. При увеличении содержания алюминия сверх указанного значения сильно снижаются свойства пластичности и сопротивления разрушению. Отмечено, что температура отпуска, отвечающая дисперсионному твердению железоникелевого мартенсита, содержащего алюминий, в результате выделения фазы типа NiAl равна 500°C, т.е. оказывается практически такой же, как и температура вторичного твердения молибденовых или хромистых сталей, за счёт выделения частиц специальных карбидов, типа Mo₂C или Cr₂₃C₆, соответственно. Таким образом, выделение из мартенсита при отпуске интерметаллидной и карбидных фаз происходит в одном интервале температур. Это позволяет в сталях системы Ni-Cr-Mo-Al с 0,25% углерода, реализовать эффект комплексного упрочнения, который обеспечивает достижение высокого уровня свойств прочности стали.

В соответствии с приведённым выше обоснованием выбранной системы легирования были выплавлены стали следующих составов (см. табл. 1).

Все эти стали содержали в среднем 0,25% углерода, что является типичным для высокопрочных конструкционных сталей, а также 11% Ni, 3-5% Cr, до 2-3% Mo и 1-1,5% Al, что позволяет рассчитывать на комплексное карбидно-интерметаллидное упрочнение.

Таблица 1.

Химический состав исследованных сталей

Тип стали	содержание элементов, % (по массе)				
	C	Ni	Cr	Mo	Al
25H11X3M2Ю	0,27	11,0	3,01	1,90	1,00
25H11X4M2Ю	0,23	10,7	4,20	2,19	0,52
25H11X5M2Ю	0,22	10,8	4,60	1,68	1,40
25H11X5M2Ю	0,27	11,4	5,43	1,74	1,25
25H11X5M3Ю	0,23	10,7	4,60	3,05	1,46

Для проведения ряда экспериментов использовали также модельные составы, что позволило установить эффекты только карбидного или только

интерметаллидного упрочнения и сопоставить их с комплексным упрочнением (см. табл. 2).

Таблица 2.

Модельные составы

Тип стали	содержание элементов, % (по массе)				
	C	Ni	Cr	Mo	Al
03H11X5M2Ю	0,026	11,6	4,90	1,90	1,36
25H11M2Ю	0,22	11,2	-	1,90	1,23
25H11X5Ю	0,26	11,5	5,80	-	1,30
25H11X5M2	0,23	11,1	4,20	1,60	-

Опытные плавки исследуемых сталей выплавляли в индукционной печи из чистых шихтовых материалов. Слитки подвергали гомогенизирующему отжигу при 1100° С , в течение 5...7 часов, ковали при 1150...900° С на заготовке, из которых после отжига по специально разработанному режиму изготавливали образцы для исследования.

Для решения поставленной задачи применяли методы дилатометрического анализа, рентгеноструктурного анализа, калориметрического анализа, резистометрического анализа; микроструктурные методы исследования - световая микроскопия, просвечивающая электронная микроскопия, растровая электронная микроскопия, фазовый анализ; определение механических свойств - твёрдости, испытания на растяжение, испытания на вязкость разрушения, испытания на удар; определяли коррозионную стойкость в различных средах и проводили натурные испытания изделий.

Третья глава посвящена определению фазового состава стали исследуемой системы легирования в их исходном горячедеформированном состоянии и его изменения в процессе нагрева и охлаждения.

Установлено, что во всех сталях данной системы в исходном состоянии присутствуют две основные фазы — мартенсит и аустенит. Изучено изменение фазового состава стали при нагреве и охлаждении при использовании установок соответственно ДТА и дилатометрического прибора. Отмечены две критические температуры A_n и A_k . Положение этих температур естественно зависит от состава сталей. Критическая точка A_n соответствующая началу $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения находится в интервале 740...780 ° С, а критическая

точка Ак, отвечающая образованию полностью аустенитной структуры для всех сталей находится в интервале от 780 до 860°C. В этих условиях нагрева при последующем охлаждении были определены температуры соответствующие началу (Мн) и окончанию (Мк) $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения аустенита, происходящие по мартенситному механизму. Температура Мн в зависимости от состава стали изменялась от - 10 °С (для стали типа 25Н11Х5М2Ю, но с повышенным содержанием молибдена - до 3%) до + 75 °С (для стали без алюминия — 25Н11Х5М2).

Отмечено, что у всех сталей сходны процессы протекания фазовых превращений, так как они принадлежат к одному структурному классу. В сталях в исходном горячедеформированном состоянии рентгеноструктурным анализом зафиксировано значительное количество остаточного аустенита — от 55 до 98%, зависящее не только от состава стали, но также и от строения аустенита определяемого условиями предшествующей деформации, от ее степени и температуры, а также от скорости охлаждения от этой температуры. Показано, что в результате обработки холодом, количество остаточного аустенита, можно уменьшить.

Также были идентифицированы типы избыточных фаз. Для их идентификации стали в исходном горячедеформированном состоянии подвергали отжигу при температуре ниже точки Ан поскольку эти фазы обладают пониженной растворимостью в α -фазе. Чтобы идентифицировать эти избыточные фазы, определяли режим отжига, который обеспечивал их достаточно полное выделение. Установлено, что температура этого отжига отвечает 660°С и его продолжительностью 10 ч.

Рентгеноструктурный анализ анодных осадков, полученных электролитическим растворением образцов стали, показал, что во всех опытных плавках присутствуют карбиды типа $M_{23}C_6$, Mo_2C и M_6C ; присутствие интерметаллидной фазы, например в стали типа 25Н11Х5М2Ю на этом этапе исследований не было обнаружено.

Четвёртая глава посвящена исследованию процесса аустенитизации сталей основных изучаемых составов (см. табл. 1).

При изучении аустенитизации определяли изменение степени насыщения легирующими элементами аустенита, как результата растворения карбидных и интерметаллидных избыточных фаз, и образующегося из него при

охлаждении мартенсита. При этом определялись изменения периода решётки мартенсита и остаточного аустенита, полученных после охлаждения от температуры аустенитизации до нормальных температур. Также определяли величину - твёрдости - как характеристику упрочнения стали, зависящей, в первую очередь, от количества мартенсита, которое возрастало в результате разработанной циклической обработки холодом, обеспечивавшем наибольшую степень превращения. О степени насыщения аустенита (мартенсита) судили не только по величине периода решётки, но также и по величине удельного электросопротивления. При этом учитывали присутствие в структуре наряду с мартенситом и остаточного аустенита.

Все стали, находящиеся в одинаковом исходном состоянии - после отжига при 660°C, 10 ч подвергали закалке в интервале температур от 800°C (т.е. близкой к температуре $A_{\text{к}}$) до 1150°C, соответствующей температуре растворения карбида M_6C . Установлено, что в интервале температур аустенитизации 800...900°C, - выше точки $A_{\text{к}}$ происходит интенсивно протекающий процесс растворения в аустените избыточных фаз. После ускоренного охлаждения (закалки) от указанных температур основными фазами стали являются мартенсит и остаточный аустенит, количество которого, естественно, тем больше, чем выше температура аустенитизации. Последнее связано с увеличением растворимости карбидных фаз, а также с ростом зерна и повышением его однородности.

Установленные закономерности типичны для всех сталей исследованной системы легирования. Процесс растворения избыточных фаз продолжается от 800 до 1100°C. Показано, что дополнительное обогащение твёрдого раствора при нагреве выше 1000°C практически несущественно, если судить по удельному электросопротивлению и по периоду решётки, а также по уровню достигаемой твёрдости. К тому же при нагреве выше 1000 °C интенсивно растёт зерно и возрастает количество остаточного аустенита, что весьма нежелательно.

По результатам проведённых исследований установлено, что оптимальная температура аустенитизации разрабатываемых сталей (см.табл. 3) находится в диапазоне 900...1000° С.

Пятая глава посвящена изучению процесса отпуска. Отпуск закалённых сталей проводили в интервале температур 200...600°C. Для увеличения

эффективности упрочнения стали при отпуске, связанного с выделением высокодисперсных фаз из мартенсита, увеличивали его количество за счёт превращения остаточного аустенита закалённой стали в процессе трёхкратной обработки холодом в течение 15 мин при -186°C . Уровень упрочнения исследованных сталей при отпуске изменяется следующим образом: в интервале температур $300\ldots 350^{\circ}\text{C}$ наблюдается снижение твёрдости, что связано с коагуляцией, выделяющихся при более низких температурах, карбидов преимущественно цементитного типа. В работе показано, что в безуглеродистой стали типа 03H11X5M2Ю такого же состава по легирующим элементам, как и в углеродосодержащих — например 25H11X5M2Ю, после аналогичного отпуска не происходит снижения твёрдости. При дальнейшем повышении температуры отпуска (сверх 350°C) происходит преобразование карбидов цементитного типа в специальные карбиды, отличающиеся более повышенной дисперсностью и высоким сопротивлением деформации, что и ведёт к упрочнению.

Показано, что во всех исследованных сталях наблюдается типичный процесс вторичного твердения, обеспечивающий рост упрочнения, максимум которого соответствует отпуску при $480\ldots 500^{\circ}\text{C}$. После этого отпуска из-за высокой дисперсности частиц избыточных фаз достигается и значительная плотность их распределения. Сам эффект дисперсионного твердения зависит и при том очень сильно от содержания легирующих элементов и в частности от хрома, молибдена и алюминия, образующих упрочняющие фазы.

В стали не содержащей хрома эффект вторичного твердения при отпуске значительно меньший, чем в стали содержащей хром, достигая максимума при его концентрации 5%. Аналогичным образом на уровень упрочнения при отпуске влияет и концентрация молибдена, с максимумом при 2-3%. При этом с ростом содержания молибдена расширяется температурная зона вторичного твердения при отпуске. Рост эффекта упрочнения при отпуске с увеличением концентрации хрома и молибдена указывает на существенную роль образуемых этими элементами карбидных фаз.

Установлено, что отпуск при температуре $480\text{--}500^{\circ}\text{C}$ способствует наибольшему упрочнению как стали не содержащей алюминия, в которой упрочнение связано лишь с выделением частиц карбидов, так и стали не со-

державшей углерода, в которой при отпуске выделяются только частицы интерметаллида.

Если в составе стали отсутствует углерод, и поэтому естественно в структуре нет карбидных фаз, то в ходе твердения максимальная твердость не превышает 47HRC. Если же в составе стали нет алюминия и соответственно отсутствует выделение в процессе отпуска интерметаллидной фазы, то за счёт выделения только карбидной фазы - твердость 52HRC.

Показано, что наиболее высокое упрочнение имеет сталь, которая имеет полную серию принятых легирующих элементов, образующих совместно упрочняющие фазы обоих типов — карбидных и интерметаллидных. В этом случае твердость достигает уровня 59 HRC, как результат комбинированного карбидно-интерметаллидного упрочнения. На это также указывает значительное изменение удельного электросопротивления, а также и более значительный тепловой эффект процесса отпуска в стали типа 25H11X5M2Ю по сравнению с той, в которой нет алюминия.

О том, что при отпуске стали типа 25H11X5M2Ю выделяются фазы обоих типов свидетельствуют результаты электронно-микроскопических исследований выполненных под руководством В.В. Русаненко, которому автор выражает искреннюю признательность. В структуре сталей обнаружены следующие фазы: $M_{23}C_6$, M_2C и $NiAl$, что доказывает совместное комплексное выделение из мартенсита при отпуске фаз двух типов - карбидной и интерметаллидной.

Показано, что оптимальные условия старения 480° С от 1 до 4 часов, т.к. устойчиво сохраняется достигнутый уровень упрочнения.

Шестая глава посвящена изучению механических свойств разрабатываемых сталей системы Ni-Cr-Mo-Al с 0,2...0,3 %С. Изучение механических свойств позволило оценить техническую значимость результатов проведённых исследований.

Механические свойства сталей определяли преимущественно на наиболее интересных в научном и техническом отношении составах, что позволило дополнительно оценить роль легирования и также структурного состояния стали, когда достигается наиболее высокий уровень упрочнения и всего комплекса свойств. Свойства стали оценивали, как непосредственно после закалки, так и после отпуска в районе температур обеспечивающих наибольший эффект упрочнения. При этом определяли и сопоставляли

свойства сталей с разным типом выделяющихся фаз: с одним интерметаллидным упрочнением (сталь типа 03Н11Х5М2Ю), сталь только с карбидным упрочнением (типа 25Н11Х5М2) и с комплексным карбидным и интерметаллидным упрочнением (25Н11Х5М2Ю). Свойства сталей указанных типов представлены в табл.3. Можно видеть, что по уровню свойств прочности преимущество у стали с комплексным упрочнением.

Таблица 3.

Механические свойства исследованных сталей

Сталь	T _{ЗАК}	T _{ОТП}	τ _{ОТП}	σ _В	σ _{0,2}	δ	ψ	KCU
	° С		ч	МПа		%		МДж/м ²
03Н11Х5М2Ю	900	480	4	1600.	1480	10	57	0,7
25Н11Х5М2	1000	480	2	1810	1500	12	50	0,9
25Н11Х5М2Ю(1)	1000	480	2	2130	1700	10	44	0,45
25Н11Х5М2Ю(2)	1000	480	4	2250	1950	12	45	0,40
Н18К9М5Т	820	480...	3	1900	1800	8...10	45..	0,5...
		500		2100	2000		.55	0,7

Приведённый в табл. 3 комплекс механических свойств разрабатываемых сталей превосходит свойства известных высокопрочных конструкционных сталей, после их закалки и отпуска при равном уровне прочности, особенно по пластичности и сопротивлению хрупкому разрушению. Эти свойства выше, чем у известных высокопрочных конструкционных сталей мартенситного класса и не уступают известной мартенситностареющей стали Н18К9М5Т (ЭП637) — значительно более дорогой. Следует отметить, что варьируя в определенных пределах температурой и продолжительностью отпуска разработанной стали можно достичь и другие ценные сочетания механических свойств.

Показано, что свойства прочности сталей изученной системы легирования могут быть несколько повышены в результате увеличения содержания хрома и углерода, правда при небольшом снижении сопротивления хрупкому разрушению. Фрактографические исследования показали, что у сталей разработанных составов процесс разрушения носит вязкий характер. Это свидетельствует о повышенной его энергоемкости. Вязкий характер разрушения наблюдается независимо от колебаний в сталях концентрации углерода (в выбранных пределах).

Склонность к хрупкому разрушению возрастает при увеличении в составе стали одновременно и хрома (до 6%) и молибдена (до 3 %). По нашим данным в сталях, рассматриваемой системы легирования, оптимальное содержание молибдена находится на уровне примерно 2%, а хрома примерно 5%. Следует заметить, что в отсутствии в составе стали молибдена (сталь типа 25Н11Х6Ю) последняя после закалки и отпуска при 480...490° С при относительно удовлетворительной прочности ($\sigma_b=1840$ МПа, $\sigma_{0,2}=1600$ МПа), отличается очень высокой хрупкостью вероятно, из-за проявления, типичного для всех сталей с повышенным содержанием хрома, эффекта "хрупкость 475° С".

В итоге исследований разработан оптимальный состав экономнолегированной высокопрочной бескобальтовой конструкционной стали мартенситного класса с комплексным карбидно-интерметаллидным упрочнением, соответствующий составу типа 25Н11Х5М2Ю. Для этого состава стали разработан режим упрочняющей термической обработки, заключающейся в аустенитизации (закалке) при 900...1000° С, обработки холодом и отпуске при 480...500° С, 2.Ач. После этой обработки достигнут уровень механических свойств, не только не уступающий более дорогой мартенситностареющей стали типа Н18К9М5Т (ЭП637), но и даже превосходящей последнюю по коррозионной стойкости при испытании в кислотной (5 % H_2SO_4), нейтральной (3% NaCl) и в сильноокислительной среде на основе азотной кислоты.

Из разработанной стали были изготовлены детали для ответственного изделия, обработанные по установленному режиму термической обработки для получения оптимальных свойств и поставлены на натурные испытания (КБ им. Исаева). Испытания показали положительный результат.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ.

1. Установлены основные особенности влияния уровня легирования (в пределах выбранных концентраций) на структуру и свойства сталей системы Ni-Cr-Mo-Al с регламентированным содержанием углерода (0,2 - 0,25 %), хрома 5%, молибдена 1,5-2,5 % и алюминия 1-1,5%, что обеспечивает достижение в них высокопрочного состояния как результата реализации комплекс-

ного упрочнения за счёт одновременного выделения частиц карбидных и интерметаллидных фаз.

2. Установлена зависимость фазового состояния сталей выбранной системы легирования Ni-Cr-Mo-Al с 0,2-0,3%С от их состава непосредственно после горячей деформации, последующей аустенитизации (заковки), обработки холодом и отпуска и, показано, что общее направление влияния легирования одинаково в этих двух состояниях стали.

3. Изучены структурные превращения, происходящие в исследованных сталях при отжиге ($T=640-660^{\circ}\text{C}$, продолжительность 4-10 ч), после горячей деформации и после аустенитизации обеспечивающих практически полное выделение избыточных фаз из мартенсита и сниженную твёрдость до уровня, определяющего возможность обрабатываемости стали резанием.

4. Определены температуры фазовых превращений в сталях исследованных составов в процессе непрерывного нагрева (критические точки A_n и A_{κ}), а в некоторых случаях и в изотермических условиях, а также при охлаждении - точки M_n и M_{κ} . Установлено, что и при изотермическом нагреве при температуре ниже точки A_n может происходить обратное мартенситное превращение, образовавшегося аустенита, степень которого зависит от температуры и продолжительности нагрева.

5. Установлены особенности развития процесса аустенитизации исследованных сталей от их химического состава, температуры и времени нагрева. Наиболее сильно на фазовый состав стали, после их нагрева и охлаждения, влияет содержание углерода, хрома и молибдена, под влиянием которых снижается мартенситная точка и соответственно растёт количество остаточного аустенита. Противоположное влияние оказывает присутствие в составе стали алюминия.

6. Изучены процессы отпуска безуглеродистой стали 03H11X5M2Ю, что позволило установить влияние частиц интерметаллидной фазы типа NiAl на уровень свойств и показано, что ее упрочнение уступает углеродосодержащим, но превосходит последние по пластичности и вязкости, при той же степени легирования, что и в безуглеродистой. Наиболее высоким уровнем упрочнения в результате отпуска обладают стали, в которых в районе $480...500^{\circ}\text{C}$, происходит комплексное выделение из мартенсита карбидных и интерметаллидных фаз.

7. Анализ комплекса свойств разработанной высокопрочной бескобальтовой конструкционной стали мартенситного класса типа 25H11X5M2Ю показал, что оптимальный ее состав в пределах изученных концентраций отвечает: 0,2...0,25 % C, 10...11%Ni, 4...5%Cr, 1,5...2%Mo, 1...1,2%Al. На стали этого состава, после разработанного оптимального режима термической обработки достигнут очень высокий комплекс свойств: $\sigma_s=2250$ МПа, $\sigma_{0.2}=1950$ МПа, $\delta=12\%$, $\psi=45\%$, KCU=0,4 МДж/м², K_{IC}=80 МПа м^{1/2}, превосходящий их уровень у более дорогой мартенситностареющей стали типа H18K9M5T (ЭП637). Кроме того, в активном состоянии в кислых и нейтральных средах сталь разработанного состава (25H11X5M2Ю) превосходит последнюю по коррозионной стойкости.

8. Установлено, что разработанная комплексноупрочняемая сталь оптимального состава типа 25H11X5M2Ю после закалки отпуска при 480...490° C, отвечающем максимуму дисперсионного твердения, обладает высоким уровнем свойств прочности и сопротивления хрупкому разрушению. Последнее находится в соответствии с данными изучения строения изломов, свидетельствующем о вязком, типично ямочном, развитии разрушения.

В работе показано, что уровень свойств пластичности и вязкости разработанной стали может быть повышен при ее выплавке в вакууме.

9. Технологически важно, что разработанная сталь типа 25H11X5M2Ю непосредственно после горячей деформации для упрочнения должна подвергаться обработке холодом и последующему отпуску. Поэтому, изделия изготавливаемые из проката или поковок без промежуточной закалки, могут подвергаться на последней стадии обработки лишь заключительной упрочняющей обработке — отпуску.

Разработанную высокопрочную экономнолегированную бескобальтовую сталь мартенситного класса типа 25H11X5M2Ю можно рекомендовать для изготовления тяжелонагруженных деталей (типа вал) для специальных изделий судостроительной и ракетостроительной промышленности (типа вал для газотурбинного насоса).

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. Исследование мартенситностареющих сталей типа 20H11X5M2 с карбидно-интерметаллидным упрочнением /П.П.Андреев, А.Г.Рахштадт, М.Д.Перкас, Е.Е.Попова // Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надёжности и долговечности изделий: Мате-

риалы IV Всесоюзной научно-технической конференции.-Запорожье, 1989.- С.84.

2. Термическая обработка и свойства высокопрочных комплексноупрочняемых мартенситностареющих сталей системы Fe-C-Ni-Cr-Mo-Al /М.Д.Перкас, А.Г.Рахштадт, П.П.Андреев, и др.// Повышение качества, надёжности и долговечности изделий из конструкционных, жаропрочных, порошковых и инструментальных сталей и сплавов: Материалы семинара, ЛДНТП.- Л., 1990.-С.29-31.

3. Влияние легирования на структуру и свойства мартенситностареющей стали типа Н10ХЮМ /А.Г.Рахштадт, П.П.Андреев, Г.А.Кувшинов, В.В.Русаненко// Новые стали сплавы, режимы их термической обработки: Материалы семинара, ЛДНТП.- Л., 1991.-С.6-7.

4. Андреев П.П., Шаповалов Э.Т., Рахштадт А.Г. Механические и коррозионные свойства комплексноупрочняемой мартенситностареющей стали // МнГОМ.-1994.-№6.- С.29-32.