

1554054

На правах рукописи

ПЛОХИХ АНДРЕЙ ИВАНОВИЧ

РАЗРАБОТКА МЕТОДА ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА
С КАРБИДНО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ.

Специальность 05.16.01.- Металловедение и термическая обработка
металлов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук



Москва - 1997 г.

55.21.15
621.785

Работа выполнена в Московском Государственном Техническом
Университете имени 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: ЗАО "Климовский машиностроитель-
ный завод"

Защита состоится "21" мая 1997 года на заседании
диссертационного совета К 053.15.13 Московского Государственного
Технического Университета им. Н.Э. Баумана по адресу: 107005, Москва
2-я Бауманская, 5

Ваш отзыв на автореферат в одном экземпляре, заверенный пе-
чатью просим высылать по указанному адресу.

С диссертацией можно
познакомиться в библиотеке
Н.Э. Баумана.

Телефон для справок

Автореферат разослан

Ученый секретарь
диссертационного совета
кандидат технических наук

Подписано к печати 21
Заказ № 64

1554054

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

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

Несмотря на серьезные успехи в разработке высокопрочных конструкционных сталей, достигнутые при осуществлении различных схем комбинированного упрочнения, эту проблему нельзя считать вполне решенной. Как известно, повышенная склонность к хрупкому разрушению конструкционных сталей особой высокой прочности ($\sigma_{\text{в}} \sim 2400$ МПа) в которых осуществляется многофакторное блокирование дислокаций, сдерживает в настоящее время их применение. Тем не менее, существуют определенные предпосылки для ослабления охрупчивающего влияния энергоемкости процесса разрушения за счет совершенствования структурного состояния стали, в частности, уменьшения объемной доли частиц неметаллических включений, первичных избыточных карбидных или интерметаллидных фаз, увеличения их дисперсности, предотвращения образования зернограницных сегрегаций примесей или выделений частиц упрочняющих фаз, повышения фрагментированности микро- и субструктуры мартенситной матричной фазы. Для реализации перечисленных направлений совершенствования структурного состояния высокопрочных сталей могут быть рекомендованы два подхода, основанные на использовании соответствующих малых добавок легирующих компонентов, а также эффекта фазового наклепа аустенита при проведении закалки. Преимущества подобных рекомендаций для сталей конкретного состава состоят в том, что они не сопряжены с применением пластической деформации, не затрагивают базовой системы легирования, а следовательно и уровня достигнутого упрочнения.

Цель работы Исследование и разработка новых подходов совершенствования структурного состояния высокопрочных конструкционных сталей мартенситного класса, способных обеспечить повышение их сопротивления разрушению, которые основаны на использовании комплексов малых добавок разных типов, а также явления структурной наследственности и специфики структурных превращений в фазонакле-

НТБ МГТУ им. Н.Э. Баумана



1554054

Плохих А.И. Разработка мет

панном аустените при проведении закалки.

Научная новизна

1. Установлены закономерности влияния малых добавок рафинирующего, модифицирующего и микролегирующего типа при отдельном и комплексном их использовании на характер разрушения и механические свойства сталей мартенситного класса с карбидно-интерметаллидным упрочнением типа 25H12M6K10.

2. Разработан принцип использования малых добавок разных типов в едином комплексе, позволяющий эффективно сочетать их рафинирующее, модифицирующее и микролегирующее действие в сталях.

3. Для стали типа 25H12M6K10 разработан комплекс малых добавок, включающий рафинирующие, модифицирующие и микролегирующие элементы (Nb, Se, B, Mg), который обеспечивает при сохранении достигнутого уровня прочности (2400 МПа) повышение характеристик вязкости разрушения.

4. Установлены закономерности протекания обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сталях исследуемого типа в зависимости от исходного структурного состояния, а также параметров нагрева при аустенитизации, на основании которых определены условия реализации в этих сталях полной структурной наследственности и формирования фазо-наклепанного аустенита.

5. Установлены закономерности влияния условий аустенитизации на степень фазового наклепа аустенита и кинетику его рекристаллизации, которые позволили разработать для стали типа 25H12M6K10 режимы закалки, гарантирующие формирование мартенситной матрицы с различной микро- и субструктурой.

Практическая ценность Для высокопрочных сталей мартенситного класса с карбидно-интерметаллидным упрочнением типа 25H12M6K10 разработан комплекс малых добавок, включающий по расчету церий (~ 0,07 %), ниобий (~ 0,03 %), бор (0,005-0,007 %), магний (~ 0,05 %). Использование указанного комплекса малых добавок при выплавке стали (сталь типа 25H12M6K10BPMg(Ч)) обеспечивает при сохранении достигнутого уровня прочностных свойств ($\sigma_b \sim 2400$ МПа, $\sigma_{0,2} \sim 2150$ МПа) повышенные характеристики пластичности и ударной вязкости (соответственно $\delta \sim 4,5\%$, $\psi \sim 30\%$, $KCU \sim 240 - 300$ кДж/м², $KCV \sim 70$ кДж/м²). При этом вязкость разрушения K_{Ic} возрастает ~ на 25% и составляет 115 - 120 МПа м^{1/2}. Определены оптимальные условия аустенитизации этой стали, учитывающие широкий диапазон габаритов предполагаемых изделий.

Сталь типа 25H12M6K10BPMg(Ч) по сочетанию значений предела

текучести $\sigma_{0.2}$ и вязкости разрушения K_{Ic} превосходит практически все известные высокопрочные конструкционные стали и обладает тем дополнительным преимуществом, что указанный комплекс свойств в ней реализуется без применения пластической деформации. Это обстоятельство, а также глубокая прокаливаемость, отсутствие теплового охрупчивания позволяют использовать ее и для крупногабаритных деталей. По заключению предприятия-Заказчика - фирмы "Металл" НПО "Композит" сталь типа 25Н12М6К10БРМг(Ч) рекомендована для промышленного опробования в качестве материала для изделий новой техники.

Апробация работы Основные результаты работы доложены на научно-практических семинарах: "Структурообразование при горячей деформации" в МДНТП, Москва, 1991; "Новые стали и сплавы, режимы их термической обработки" в ЛДНТП, Ленинград, 1991; "Термомеханическая обработка металлических материалов" в ЦРДЗ, Москва, 1992.

Публикации По теме диссертации опубликовано 4 работы.

Объем работы Диссертация состоит из введения, 5 глав и основных выводов, изложена на 266 страницах машинописного текста, содержит 41 рисунок, 18 таблиц и библиографию из 138 источников.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении показана актуальность проблемы повышения характеристик эксплуатационной надежности высокопрочных конструкционных сталей. Указывается, что эффективный подход к ее решению, при условии сохранения достигнутого уровня прочности, состоит в совершенствовании структурного состояния стали путем использования малых добавок легирующих элементов различного механизма действия, а также за счет оптимизации условий проведения заковки. В качестве основного объекта исследования была выбрана сталь типа 25Н12М6К10, в которой высокопрочное состояние ($\sigma_b \sim 2400$ МПа) реализуется при термической обработке за счет нескольких факторов: фазового наклепа при мартенситном превращении, развития упорядочения по типу Fe-Co в мартенситной матрице и совместного выделения в ней карбидной (Mo_2C) и интерметаллидной (Fe_2Mo) упрочняющих фаз.

Сформулированы задачи исследования.*)

В первой главе дан обзор имеющихся в научной литературе дан-

*) При постановке задач исследования ценные замечания были даны д.т.н. М.Д.Перкасом (ИМФ ЦНИИЧМ им. И.П.Вардина)

ных, посвященных анализу структурных аспектов хрупкого разрушения высокопрочных сталей.

Рассмотрены основные положения механики разрушения конструкционных материалов, которые позволили сформировать принципиальные физические представления о микромеханизмах вязкого и хрупкого разрушения и определить основные направления, по которым может идти решение задачи повышения сопротивления хрупкому разрушению применительно к высокопрочным сталям.

Установлено, что для многих высокопрочных конструкционных сталей существуют определенные резервы повышения характеристик надежности. Детальный анализ выявил структурные факторы, определяющие характер поведения сталей при разрушении, и с их учетом позволил смоделировать применительно к высокопрочным вторично-вердеющим сталям мартенситного класса наиболее оптимальное структурное состояние, способное ослабить или нейтрализовать склонность таких сталей к хрупкому разрушению.

В качестве наиболее перспективных определены два подхода к совершенствованию структуры высокопрочных сталей.

Первый из них основывается на известных литературных данных о положительном влиянии микродобавок рафинирующего, модифицирующего и микролегирующего действия на характеристики сталей, определяющие их сопротивление хрупкому разрушению. С учетом этого факта значительный интерес представляет опробование новой идеи использования в едином комплексе эффективных металловых добавок разных типов с тем, чтобы ослабить влияние тех структурных факторов, которые в исследуемой стали являются концентраторами напряжений, и облегчают зарождение и распространение трещин.

Второй подход реален для легированных сталей мартенситного класса и основан на использовании явления структурной наследственности при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении, которое в этом случае завершается формированием фазонаклепанного аустенита. В такой ситуации при проведении закалки сталей возможно формирование аустенита с различной микро- и субструктурой, наследуемой затем мартенситом. Это обстоятельство открывает перспективы оптимизации структурного состояния мартенситной матричной фазы, что также принципиально важно для сопротивления хрупкому разрушению сталей исследуемого типа.

С учетом этих представлений в рамках двух указанных подходов конкретизированы задачи исследования.

Во второй главе дано обоснование выбора в качестве основного

объекта исследования высокопрочной конструкционной стали типа 25Н12М6К10. Изложены основные принципы, которыми руководствовались при выборе малых добавок легирующих элементов для указанной стали.

На основании литературных данных в контексте рассматриваемой проблемы показана целесообразность использования малых добавок компонентов, способных дополнительно рафинировать расплав. Наиболее важными при выборе добавок этого типа являются термодинамические показатели образования соединений с газами, удаляемыми при выплавке стали, их высокое химическое сродство к другим вредным примесям и склонность к активному шлакообразованию, ведущему к удалению неметаллических включений из жидкого металла. Сделано заключение о предпочтительном использовании церия в качестве рафинирующего элемента для сталей рассматриваемой системы.

Основным критерием при выборе малых добавок модифицирующего действия может служить их адсорбционная активность по отношению к свободным поверхностям зародышей, возникающих при кристаллизации расплава. Вместе с тем, различные механизмы модифицирующего влияния малых добавок предполагают широкий экспериментальный поиск наиболее эффективной добавки для сталей данной системы легирования. Так по литературным данным эффективность малых добавок не только обусловлена образованием карбидных частиц и дополнительных центров кристаллизации, циркония - дендритоблокирующим действием, церия - влиянием на морфологию неметаллических включений. Отмечено модифицирующее действие бора и, особенно, меди, способной ослабить микро и макроликвацию и формировать беспористую мелкокристаллическую структуру слитка.

Важным признаком при выборе микролегирующих добавок является их адсорбционная активность по отношению к внутренним поверхностям - межфазным и межзеренным границам, что позволяет предотвратить образование охрупчивающих сегрегаций примесных атомов и зернограницных выделений. Анализ экспериментальных данных и различных расчетных критериев показал, что в сталях системы Fe-C-Ni-Co-Mo поверхностную активность могут проявлять несколько элементов, из которых для оценки влияния были выбраны магний, церий, цирконий, бор.

Таким образом на основании литературных данных в качестве малых добавок для стали типа 25Н12М6К10 были отобраны 6 компонентов (Nb, Cu, Zr, Ce, B, Mg), среди которых в соответствии с прогнозируемым влиянием могут присутствовать элементы, способные в исследуе-

мой стали оказывать рафинирующее, модифицирующее и (или) микролегирующее действие.

Для проведения исследования были выплавлены 2 серии плавков стали типа 25Н12М6К10 (см. табл.)

Таблица
Химический состав исследованных сталей

№ п/п	Обозначение стали	Содержание элементов, % (по массе)						
		C	Ni	Mo	Co	Nb	Cu	Микро-*) добавки
1	25Н12М6К10В	0,25	12,3	6,5	11,4	0,03	—	—
2	25Н12М6К10ЕД	0,25	12,1	6,1	11,5	0,03	0,17	—
3	25Н12М6К10ЕДЦ	0,22	12,1	6,2	11,4	0,025	0,26	Zr-0,01
4	25Н12М6К10ЕД(Ч)	0,24	12,1	5,9	11,4	0,03	0,24	Ce-0,07
5	25Н12М6К10ЕДМг	0,26	12,1	6,2	11,5	0,03	0,27	Mg-0,05
6	25Н12М6К10ЕДР	0,22	12,1	6,1	11,4	0,03	0,18	B-0,005
7	25Н12М6К10В(Ч)	0,23	12,0	6,5	11,1	0,037	--	Ce-0,07
8	25Н12М6К10ВЧ(Ч)	0,25	12,0	6,57	11,0	0,035	--	Ce-0,15
9	25Н12М6К10ВР(Ч)	0,26	12,05	6,6	11,1	0,040	--	Ce-0,07
10	25Н12М6К10ВМг(Ч)	0,256	12,05	6,4	11,1	0,035	--	B-0,005
11	25Н12М6К10ВРМг(Ч)	0,245	12,05	6,5	11,0	0,035	--	Ce-0,07
								Mg-0,05
								B-0,005
								Mg-0,05

*) по расчету

Примечание:

(Ч) - Ce в количестве 0,07 % (для раскисления), Ч(Ч) - Ce в количестве 0,15 % (для раскисления и микролегирования).

Состав плавков первой серии (№ 1-6) позволил выявить преобладающие механизмы влияния каждой малой добавки. В плавках второй серии (№ 7-11) были использованы различные сочетания наиболее эффективных малых добавок разных типов, на основании которых разработан для исследуемой стали их оптимальный комплекс.

Опытные плавки стали типа 25Н12М6К10 выплавляли в вакуумной индукционной печи из чистых шихтовых материалов. Слитки подвергали гомогенизирующему отжигу при 1100 °С, в течении 5-7 часов, ковали при 1150-850 °С на заготовки, из которых после смягчающего отжига по специально разработанному режиму изготавливали образцы для исследования.

С целью установления степени однородности распределения малых добавок в объеме слитков, с помощью различных методов прецизионного химического анализа было определено фактическое содержание малых добавок легирующих элементов в отдельных плавках.

Закалку образцов (кроме специально оговоренных случаев) проводили в соляных ваннах; отжиг и отпуск - в лабораторных электропечах.

Для решения поставленной в работе задачи применяли методы дилатометрического, дифференциального термического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального анализа; световую, просвечивающую (с использованием метода фольг) и растровую электронную микроскопию; определение механических свойств при статическом растяжении и ударном изгибе (при разных температурах); испытания на вязкость разрушения.*)

Третья глава посвящена разработке комплекса малых добавок легирующих элементов для высокопрочных конструкционных сталей типа 25Н12М6К10 с карбидно-интерметаллидным упрочнением.

Учитывая специфику исследуемой стали (ее химический состав, применяемую термическую обработку и механизмы упрочнения реализуемые в ней) актуальными являются три проблемы, которые можно решить путем применения малых добавок, - это проблема качественного раскисления (рафинирование расплава); проблема ликвации молибдена и диспергирования частиц первичных карбидных фаз (модифицирование расплава); проблема усиления межзеренного и межфазного сцепления (микролегирование). Важным представлялось то, что малые добавки каждого типа, действуя избирательно на определенные аспекты структурного состояния стали, в принципе могут оказывать согласованное положительное влияние на ее сопротивление хрупкому разрушению.

Применение этого подхода к совершенствованию структурного состояния сталей типа 25Н12М6К10 на первом этапе исследований предполагало оценку фактического влияния отобранных малых добавок на структуру и свойства стали, выбор наиболее эффективных добавок каждого типа, а затем опробование различных сочетаний малых добавок разных типов при их одновременном введении в сталь.

По понятным причинам прямое экспериментальное определение ха-

*) При проведении ряда исследований принимали участие А.Ф. Еднерал, В.В. Русаненко, В.А. Федорович (ЦНИИЧМ им. И.П. Бардина), Г.А. Кувшинов, А.Н. Кобылкин (ИМЕТ АН им. Байкова), А.В. Кан (НПО "Композит"), которым автор выражает глубокую благодарность.

рактера распределения и механизма воздействия каждой малой добавки в исследуемой стали было затруднено из-за микродоз компонентов. Поэтому в исследованиях были использованы различные прецизионные методы, позволившие определить пресобладающее влияние каждой малой добавки по ряду косвенных признаков. При проведении экспериментов основное внимание было уделено разработке специальных методических приемов, повышающих информативность методик.

По разнице между расчетной и фактической концентрацией малых добавок в стали, по специфике их влияния на температуры начала плавления и кристаллизации расплава, (определенные методом прецизионного термического анализа), на кинетику роста зерна в аустенитной области, а также на равномерность распределения основных легирующих элементов в объеме стали (исследованную методом микрорентгеноспектрального анализа), сделано заключение о преобладающей роли каждой малой добавки в процессе структурообразования стали типа 25Н12М6К10.

Установлено, что роль церия сводится к эффективному раскислению расплава, сопровождающемуся уменьшением количества неметаллических включений, а также к измельчению частиц избыточных карбидных фаз, т.е. к рафинированию расплава и к модифицированию (диспергированию) избыточных первичных фаз.

Влияние ниобия и меди в исследуемой стали можно квалифицировать как модифицирующее, но очевидно при различном механизме воздействия на процесс кристаллизации расплава.

Роль циркония в стали исследуемой системы легирования однозначно не определена, хотя были выявлены признаки его поверхностной активности по отношению к границам зерен, но она характерна только для очень высоких температур нагрева (вблизи температуры плавления исследуемой стали).

Установлено, что магний в стали типа 25Н12М6К10 оказывает многостороннее действие. Как и бор, магний является адсорбционно-активным компонентом и оказывает микролегирующее действие. Кроме того магний рафинирует расплав, а также способствует формированию более дисперсных карбидных частиц, что дает основание считать его и модификатором избыточных первичных фаз.

Изучено влияние каждой из выбранных малых добавок на свойства стали типа 25Н12М6К10 после закалки и упрочняющего отпуска и установлены наиболее эффективные малые добавки, а также те структурные факторы, которые в наибольшей степени определяют сопротивление стали хрупкому разрушению. Наиболее существенным для исследуемой

дуемой стали оказалось дополнительное рафинирование расплава и модифицирование частиц избыточных карбидных фаз, которые реализуются при использовании малых добавок церия и магния.

Признано полезным также для повышения сопротивления хрупкому разрушению модифицировать расплав исследуемой стали ниобием и проводить микролегирование стали бором и магнием.

Установлено, что между перечисленными наиболее эффективными малыми добавками нет признаков конкуренции в сторону ослабления их влияния при совместном введении в сталь, что дало основание для использования этих малых добавок различного типа действия в едином комплексе.

Проведено сопоставление влияния различных сочетаний отобранных малых добавок при их совместном введении в составе комплекса на свойства стали после закалки и упрочняющего отпуска. Установлено, что наиболее эффективным для исследованной стали типа 25Н12М6К10 является комплекс, содержащий четыре компонента при следующих расчетных концентрациях: ниобий - 0,03 %, церий - 0,07 %, магний - 0,05 %, бор - 0,005 %. Показано, что благодаря включению в состав единого комплекса малых добавок рафинирующего, модифицирующего и микролегирующего действия в исследуемой стали (сталь типа 25Н12М6К10ЕРМг(Ч)) наблюдаются при достигнутом уровне прочностных свойств ($\sigma_b \sim 2400$ МПа, $\sigma_{0.2} \sim 2150$ МПа) полностью вязкий характер излома и достаточно высокие показатели пластичности ($\delta \sim 24\%$, $\psi \sim 27\%$). Разработанный комплекс малых добавок обеспечил также увеличение характеристик сопротивления хрупкому разрушению ($K_{ICU} \sim 300$ кДж/м², $K_{ICV} \sim 60$ кДж/м²) по сравнению со сталью базового состава.

Четвертая глава посвящена изучению особенностей протекания фазовой и структурной перекристаллизации при нагреве стали типа 25Н12М6К10.

Определенные ресурсы повышения сопротивления хрупкому разрушению сталей мартенситного класса, особенно дисперсионноотверждающих, связаны с оптимизацией структурного состояния мартенситной матрицы. В частности, на вязкость разрушения стали типа 25Н12М6К10 можно повлиять путем увеличения протяженности границ бывших аустенитных зерен, повышения фрагментированности мартенситной структуры, увеличения плотности дефектов в мартенситных кристаллах. Реализация этих структурных факторов непосредственным образом зависит от особенностей структурного состояния аустенита формирующегося при нагреве стали под закалку, воздействовать на которое (не

применяя пластическую деформацию) можно только используя эффект фазового наклепа, возникающего при обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении. Поэтому образование при нагреве под закалку фазонаклепанного аустенита в принципе могло бы создать предпосылки для целенаправленного воздействия на структуру закаленной стали и тем самым решить проблему ее оптимизации.

Детальный микроструктурный анализ исследуемой стали выполненный, с привлечением ряда модельных составов позволил установить, что обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в стали типа 25H12M6K10 развивается в условиях полной структурной наследственности. По совокупности признаков было доказано, что аустенит, образующийся при нагреве стали, является фазонаклепанным, причем независимо от ее исходного состояния и скорости нагрева.

Проведен анализ структурных превращений в фазонаклепанном аустените при нагреве стали выше температуры $A_c(850^\circ\text{C})$ и показано, что фазовый наклеп в данной стали характеризуется высокой устойчивостью вплоть до температуры 1050°C , при которой начинается рекристаллизация аустенита путем миграции границ зерен. В итоге, нагрев стали до рекомендуемой температуры закалки $1100 - 1120^\circ\text{C}$ сопровождается формированием смешанной (полигонизованной и рекристаллизованной) структуры аустенита, в которой объемная доля рекристаллизованных областей составляет, как правило, 20 - 40 %.

С применением методики прецизионного dilatометрического анализа установлена четкая корреляция между температурой начала процесса рекристаллизации фазонаклепанного аустенита и началом интенсивного растворения частиц карбида молибдена, которая объясняет независимость температуры начала рекристаллизации аустенита в данной стали от других факторов, включая применение малых добавок поверхностно-активных компонентов.

Установлен характер влияния структурных превращений в фазонаклепанном аустените на структурное состояние мартенситной матрицы закаленной стали типа 25H12M6K10. Предотвращение рекристаллизации фазонаклепанного аустенита путем миграции границ позволяет сохранить исходную мелкозернистую структуру, характерную для горячего проката, и получить наиболее фрагментированный мартенсит. Начальные стадии рекристаллизации фазонаклепанного аустенита характеризуются формированием зубчатых (извилистых) границ зерен. Миграция границ зерен на значительные расстояния сопровождается ростом зерна и огрублением мартенситной структуры в целом. Таким образом, было показано, что воздействуя на структурные превраще-

ния в фазонаклепанном аустените можно целенаправленно и в широких пределах управлять структурой закаленной стали.

Были определены факторы, влияющие на склонность фазонаклепанного аустенита в стали типа 25Н12М6К10 к рекристаллизации путем миграции границ зерен. С привлечением дилатометрического и микроструктурного анализа установили, что можно полностью предотвратить рекристаллизацию аустенита при проведении закалки от оптимальной температуры 1100 - 1120 °С, если использовать замедленный (с печью) или ступенчатый нагрев (с выдержкой при 1000 °С). В то же время интенсификация рекристаллизационных процессов в фазонаклепанном аустените стали типа 25Н12М6К10 достигается путем применения многократной аустенитизации. Достаточно 3-х кратного нагрева при закалочной температуре, чтобы обеспечить протекание рекристаллизации фазонаклепанного аустенита во всем объеме стали.

Таким образом, в результате проведенных исследований были разработаны условия закалки исследуемой стали, позволяющие при одинаковой температуре и длительности окончательного нагрева (1100 - 1120 °С) сформировать во всем объеме стали структуру полигонизованного, частично или полностью рекристаллизованного аустенита, а после охлаждения получить мартенситную матрицу, различающуюся по состоянию границ зерен и степени фрагментированности микро- и субструктуры.

Пятая глава посвящена исследованию свойств стали типа 25Н12М6К10 после различных вариантов аустенитизации.

Установленные выше закономерности формирования различной микро- и субструктуры аустенита в зависимости от условий аустенитизации стали типа 25Н12М6К10 позволили выяснить влияние особенностей структурного состояния ее мартенситной матрицы на механические свойства, причем не только после закалки, но и после упрочняющего отпуска.

Определение механических свойств стали базового состава типа 25Н12М6К10 в зависимости от кратности закалки при температуре 1100 - 1120 °С было использовано для анализа характера влияния объемной доли рекристаллизованного аустенита, формирующегося при нагреве стали. Установили, что от кратности закалки практически не зависит временное сопротивление закаленной стали ($\sigma_B \sim 1900$ МПа). Вместе с тем предел текучести закаленной стали снижается пропорционально полноте рекристаллизации аустенита (соответственно от 1500 до 1300 МПа) и увеличиваются показатели относительного сужения (от 40 до 50 % соответственно) при неизменном значении

показателей относительного удлинения ($\delta \sim 9\%$). При этом выявлена отчетливая тенденция снижения показателей ударной вязкости закаленной стали (от 390 до 300 КДж/м²), которая сохраняется и после проведения упрочняющего отпуска при 500 °С. Ухудшение значений ударной вязкости исследуемой стали по мере развития рекристаллизации фазонаклепанного аустенита отражает специфику процесса, идущего путем миграции границ и сопровождающегося ростом зерен. Эти исследования позволили сделать заключение о нецелесообразности использования многократной аустенитизации для стали типа 25Н12М6К10.

Для стали исследованного типа рекомендуется использовать однократную аустенитизацию при температуре 1100 - 1120 °С, которая позволяет либо полностью предотвратить рекристаллизацию фазонаклепанного аустенита, либо локализовать этот процесс в приграничных областях зерен. Влияние условий нагрева при однократной закалке на механические свойства было рассмотрено на примере стали типа 25Н12М6К10ЕРМг(Ч), при выплавке которой использовался разработанный комплекс малых добавок всех трех типов. Выбранные для сопоставления режимы нагрева при закалке характеризовались следующими особенностями аустенитной структуры:

1-ступенчатый нагрев в соляной ванне до 1100 - 1120 °С (изотермическая выдержка при 1000 °С, 10 мин) сохраняет во всем объеме стали полигонизованный фазонаклепанный аустенит и наиболее мелкозернистую структуру (до 10 - 11 мкм), с гладкими границами зерен;

2-непрерывный нагрев в соляной ванне до 1100 - 1120 °С формирует частично рекристаллизованный аустенит с размером зерна до 16 мкм и преимущественно извилистыми границами зерен;

В результате проведенных исследований было установлено, что однократная аустенитизация при 1100 - 1120 °С независимо от условий нагрева (непрерывного или ступенчатого) действительно обеспечивает в высокопрочном состоянии ($\sigma_b \sim 2400$ МПа) наиболее высокий уровень ударной вязкости (КСУ-300- 240 КДж/м², КСУ-60 - 67 КДж/м²) и вязкости разрушения ($K_{1c} \sim 115 - 120$ МПа м^{1/2}). При этом вариант ускоренного нагрева имеет преимущество по ударной вязкости КСУ, а вариант ступенчатого нагрева - по ударной вязкости КСУ и вязкости разрушения K_{1c} . Рекомендуются режимы аустенитизации является технологичным и достаточно универсальным, поскольку гарантирует достижение высокого комплекса свойств в стали типа 25Н12М6К10 практически независимо от размеров конкретных дета-

лей.

Таким образом применение разработанного комплекса малых добавок, включающего церий ($\sim 0,07\%$), ниобий ($\sim 0,03\%$), бор ($0,005-0,007\%$), магний ($\sim 0,05\%$), а так же рекомендованных условий аустенитизации обеспечивает в стали типа 25Н12М6К10БРМг(Ч) при сохранении достигнутого уровня прочностных свойств ($\sigma_b \sim 2400$ МПа, $\sigma_{0,2} \sim 2150$ МПа) повышенные характеристики пластичности и ударной вязкости (соответственно $\delta \sim 4,5\%$, $\psi \sim 30\%$, $KCU-240-300$ кДж/м², $KCV \sim 70$ кДж/м²). При этом вязкость разрушения K_{Ic} возрастает $\sim$ на 25% и составляет 115 - 120 МПа м^{1/2}.

Разработанная сталь типа 25Н12М6К10БРМг(Ч) по сочетанию значений предела текучести $\sigma_{0,2}$ и вязкости разрушения K_{Ic} превосходит практически все известные высокопрочные конструкционные стали мартенситного класса и обладает тем преимуществом, что указанный комплекс свойств в ней реализуется без применения дополнительной пластической деформации.

Сталь типа 25Н12М6К10БРМг(Ч) по заключению предприятия-Заказчика - фирмы "Металл" НПО "Композит" рекомендована для промышленного опрессования в качестве материала для изделий новой техники.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Разработан метод повышения сопротивления хрупкому разрушению высокопрочных конструкционных сталей мартенситного класса с карбидно-интерметаллидным упрочнением типа 25Н12М6К10, основанный на использовании в едином комплексе малых добавок рафинирующего, модифицирующего и микролегирующего действия.

2. Проанализированы структурные аспекты разрушения высокопрочных сталей мартенситного класса, в частности исследуемой стали типа 25Н12М6К10 с карбидно-интерметаллидным упрочнением и определены структурные факторы, воздействуя на которые можно повысить сопротивление хрупкому разрушению. Показано, что применение подобных добавок позволяет обеспечить уменьшение числа и размера неметаллических включений, измельчение избыточных первичных карбидных фаз, более равномерное распределение частиц упрочняющих фаз по объему стали, усиление межзеренного и межфазного сцепления.

3. Для стали типа 25Н12М6К10 из предварительно отобранных компонентов (Nb, Cu, Ce, Zr, B, Mg) с применением различных мето-

дов исследований, по комплексу косвенных признаков выявлены те малые добавки, которые оказали рафинирующее, модифицирующее и микролегирующее действие.

4. Установлено, что наиболее эффективным для повышения сопротивляемости исследуемой стали хрупкому разрушению является дополнительное рафинирование расплава и модифицирование частиц избыточных первичных фаз, которые реализуются при использовании малых добавок церия и магния. Положительное влияние оказывает также модифицирование расплава ниобием и микролегирование стали бором и магнием.

5. Показано, что благодаря включению в состав единого комплекса малых добавок рафинирующего, модифицирующего и микролегирующего действия в исследуемой стали (сталь типа 25Н12М6К10БРМg(ч)) реализуется при сохранении высокого уровня прочностных свойств ($\sigma_b \sim 2400$ МПа) полностью вязкий характер разрушения и достигаются более высокие показатели свойств пластичности.

6. Экспериментально доказано, что обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение протекает в стали типа 25Н12М6К10 в условиях полной структурной наследственности, благодаря которой образующийся аустенит оказывается фазонаклепанным независимо от исходного состояния стали и скорости ее нагрева при аустенизации.

7. Показано, что фазовый наклеп аустенита в исследуемой стали отличается высокой термической устойчивостью и поэтому сохраняется вплоть до температуры 1050 °С. Процесс рекристаллизации фазонаклепанного аустенита протекает путем миграции границ зерен и его начало непосредственно связано с растворением в аустените частиц карбида молибдена.

8. Установлено, что устойчивость фазонаклепанного аустенита в исследуемой стали, а так же механизм и кинетика его рекристаллизации не зависят от присутствия в стали малых добавок различных типов.

9. Обоснован и практически реализован новый подход к оптимизации структуры закаленной стали, который предполагает использование эффекта фазового наклепа для целенаправленного воздействия на микро- и субструктуру аустенита при нагреве стали под закалку.

10. Установлено, что протекание рекристаллизации в фазонаклепанном аустените сопровождается увеличением среднего размера зерна и формированием менее фрагментированного мартенсита. Предотвращение рекристаллизации позволяет сохранить полигонизованный аустенит с наиболее мелкозернистой структурой (на уровне исходной

после горячей обработки давлением) и получить после закалки наиболее фрагментированный мартенсит.

11. Установлены технологические факторы, влияющие на склонность фазонаклепанного аустенита к рекристаллизации в процессе нагрева стали до оптимальной температуры закалки ($1100 - 1120^{\circ}\text{C}$). Показано, что при замедлении нагрева до скорости $\sim 20 + 40^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ (нагрев с печью) или при ступенчатом нагреве рекристаллизация аустенита путем миграции границ зерен полностью предотвращается.

12. Показано, что при использовании многократной закалки степень фазового наклепа аустенита при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении в исследуемой стали может быть увеличена что способно значительно интенсифицировать процесс рекристаллизации фазонаклепанного аустенита.

13. Разработаны условия закалки стали исследуемого типа позволяющие при одинаковой температуре и длительности окончательного нагрева ($1100 - 1120^{\circ}\text{C}$) сформировать во всем объеме стали структуру полигонизованного, частично или полностью рекристаллизованного аустенита, а после охлаждения получить мартенситную матрицу, различающуюся по состоянию границ зерен и степени фрагментированности микро- и субструктуры.

14. Установлено, что наибольший запас вязкости мартенсита в закаленной стали наблюдается в том случае, если рекристаллизация фазонаклепанного аустенита была полностью предотвращена. После упрочняющего отпуска при равном значении прочности ~ 2400 МПа наиболее высокий уровень ударной вязкости достигается после однократной аустенитизации со ступенчатым или непрерывным нагревом. В последнем случае, который соответствует начальной стадии рекристаллизации фазонаклепанного аустенита, дополнительный положительный эффект оказывает зубчатое строение границ зерен.

15. Установлено, что применение разработанного комплекса малых добавок, включающего церий ($\sim 0,07\%$), ниобий ($\sim 0,03\%$), бор ($0,005-0,007\%$), магний ($\sim 0,5\%$), а также разработанных режимов аустенитизации обеспечивает в стали типа 25H12M6K10BPMg(Ч) при сохранении достигнутого уровня прочностных свойств ($\sigma_b \sim 2400$ МПа, $\sigma_{0,2} \sim 2150$ МПа, повышенные характеристики пластичности и ударной вязкости (соответственно $\delta \sim 4,5\%$, $\psi \sim 30\%$, $KCU \sim 240 - 300$ кДж/м², $KCV \sim 70$ кДж/м²). При этом вязкость разрушения K_{Ic} возрастает $\sim$ на 25% и составляет $115 - 120$ МПа м^{1/2}.

16. Разработанная сталь типа 25H12M6K10BPMg(Ч) по сочетанию значений предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и вязкости разрушения (K_{Ic})

превосходит практически все известные высокопрочные конструкционные стали. По заключению предприятия-Заказчика - фирмы "Металл" НПО "Композит" основанному на результатах проведенных исследований она рекомендована для промышленного опробования в качестве материала для изделий новой техники.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. Особенности рекристаллизации фазонаклепанного аустенита в конструкционных сталях с карбидно-интерметаллидным упрочнением /А.И.Плохих, О.М.Ховова, А.Г.Рахштадт, М.Д.Перкас // Структурообразование при горячей деформации: Материалы всероссийского семинара. -М.: МДНТП, 1991. -С. 63-66.

2. Влияние микролегирования на комплекс свойств высокопрочных конструкционных сталей с карбидно-интерметаллидным упрочнением /А.Г.Рахштадт, А.Ф.Еднерал, О.М.Ховова, А.И.Плохих и др. // Новые стали и сплавы, режимы их термической обработки: Материалы всероссийского семинара. -Л.: ЛДНТП, 1991. -С. 8-11.

3. Влияние условий аустенитизации на процесс структурообразования в фазонаклепанном аустените / А.Г.Рахштадт, О.М.Ховова, А.И.Плохих, В.В.Русаненко и др. // Термомеханическая обработка металлических материалов: Материалы семинара. -М.: ПРДЗ, 1992. -С. 4-5.

4. Рахштадт А.Г., Ховова О.М., Плохих А.И. Влияние условий аустенитизации на структурные превращения в фазонаклепанном аустените и свойства высокопрочной конструкционной стали с карбидно-интерметаллидным упрочнением // МИТОМ. - 1994. - №5. - С. 15-21.