

Министерство образования и науки Российской Федерации
Государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования
«Южно-Уральский государственный университет»
Факультет «Материаловедение и металлургические технологии»
Кафедра «Материаловедение и физико-химия материалов»

Допустить к защите
Заведующий кафедрой,
_____ Михайлов Г. Г.
_____ 2017 г.

Структура и свойства пластин из легированных сплавов, применяемых в
штампах для прессования огнеупорных изделий

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА
ЮУрГУ–22.04.02.2016.200 ВКР

Работа проверена
Рецензент,

_____ 2017 г.

Руководитель профессор, д.т.н.
_____ Корягин Ю.Д.
_____ 2017 г.

Автор проекта
студентка группы П-243
_____ Большакова А.М.
_____ 2017 г.

Нормоконтролер
_____ Корягин Ю.Д.
_____ 2017 г.

АННОТАЦИЯ

Большакова А.М. Структура и свойства пластин из легированных сплавов, применяемых в штампах для прессования огнеупорных изделий. – Челябинск: ЮУрГУ, 2017, 58 с., 24 ил., библиогр. список – 17 наименований.

Целью работы является подбор оптимальных сплавов для деталей штампов огнеупорного производства, работающих в условиях абразивного изнашивания, взамен применяемых в настоящее время.

Работа включает в себя подробное рассмотрение закономерностей абразивного износа, влияющих на него факторов и материалы, применяемые при работе в условиях абразивного износа.

В процессе исследования была проведена оценка влияния состава сталей и чугунов различной легированности и режимов их термической обработки на твердость и стойкость к абразивному изнашиванию.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	
1.1 Условия работы пластин, применяемых в штампах для прессования огнеупорных изделий	7
1.2 Износ и износостойкость материалов.....	9
1.3 Основные закономерности абразивного износа	11
1.4 Факторы, влияющие на износостойкость	16
1.5 Материалы, применяемые для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания	21
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ.	
2.1 Материалы исследования и их обработка	26
2.2 Методика исследования	
2.2.1 Исследования фазовых превращений	27
2.2.2 Структурные исследования	28
2.2.3 Механические испытания	29
3 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИССЛЕДОВАННЫХ СПЛАВОВ	
3.1 Структура и свойства высокохромистых сталей	32
3.2 Исследование фазовых превращений и структуры в высокохромистых чугунах	42
4 ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИССЛЕДОВАННЫХ СПЛАВОВ	47
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	55
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	56

ВВЕДЕНИЕ

Одной из проблем огнеупорного производства является износ деталей штампов для прессования изделий. Для увеличения срока службы штампового оборудования необходимо учесть характер и механизм износа, особенности эксплуатации деталей и требования, предъявляемые к материалу.

Повышение срока службы деталей машин является одной из главных задач машиностроения. Наиболее разрушительным из известных видов износа является абразивный износ. Ему подвержены многие детали машин и механизмы, связанные с формовкой, переработкой и транспортировкой сырья. При интенсивном абразивном износе срок службы отдельных узлов оборудования может составлять всего несколько часов, а для ремонта и замены изношенных деталей необходимо большое количество времени, денежных средств и трудозатрат.

Многочисленные исследования закономерностей абразивного износа проведены Хрущовым М. М., Бабичевым М. А., Филлиповым М. А., Коршуновым Л. Г., Кащеевым В. В., Савицким К. В. и другими авторами. Также были разработаны специальные сплавы для работы в условиях значительных нагрузок. Тем не менее, некоторые вопросы остаются неизученными до конца. Так, влияние структуры и состава высокоуглеродистых сплавов на износостойкость при абразивном изнашивании в зависимости от термической обработки недостаточно исследовано. Также практически неизвестным остается вопрос по износу высоколегированных сплавов абразивными частицами разной степени закреплённости.

В данной работе рассматриваются закономерности абразивного износа материалов, применяемые материалы, а также методы исследования износостойкости. Основной целью работы является оценка стойкости при абразивном изнашивании легированных сталей и чугунов различных марок.

1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Условия работы пластин, применяемых в штампах для прессования огнеупорных изделий

Огнеупорные изделия изготавливаются из порошков методами сухого и полусухого прессования. Порошкообразная масса засыпается в полость пресс-формы и сжимается при высоких давлениях до размеров готового изделия, что подвергает детали пресса существенному абразивному износу. Штамповочная матрица имеет фиксированные размеры, поэтому для придания огнеупорному кирпичу определенных размеров используют специальные пластины. Эти пластины напрямую контактируют с абразивными частицами порошкообразной массы, что позволяет уменьшить износ дорогостоящего штампа.

При прессовании абразивные частицы порошка вдавливаются и царапают поверхность пластины под нагрузкой, что может вызывать отделение металла с поверхности, скалывание или разрушение пластины. Во избежание этого пластины должны выдерживать давление на их поверхность частиц порошковой массы при прессовании. Поэтому они должны иметь высокую твердость и прочность, а их структура должна быть однородной. Кроме того, именно пластины придают огнеупорному кирпичу необходимые форму и размеры. Чтобы увеличить продолжительность эксплуатации деталей штампа, их изготавливают из износостойких сталей и чугунов.

Исходя из вышесказанного, можно сделать вывод, что материал для изготовления пластин, применяемых в штампах для прессования огнеупорных изделий должен обладать:

- высокой твердостью и прочностью, чтобы выдерживать нагрузки без разрушения;
- равномерной структурой, обеспечивающей необходимый комплекс свойств;

- высокой сопротивляемостью абразивному изнашиванию рабочих поверхностей;
- достаточным уровнем вязкости и пластичности для предотвращения скалывания кромок во время эксплуатации.

1.2 Износ и износостойкость материалов

Износ – изменение размеров, формы, массы твердых тел или состояния их поверхностей вследствие либо остаточной деформации от постоянно действующих нагрузок, либо разрушения поверхностного слоя при трении.

Износостойкость (износоустойчивость) – сопротивление материалов деталей машин и других трущихся частей износу [1].

Ряд современных теорий рассматривают способность стали сопротивляться изнашиванию, как структурно - чувствительную характеристику.

Процесс нормального изнашивания охватывает тончайшие поверхностные слои. Условно, этот процесс можно разделить на 3 этапа: деформирование поверхностных слоев, образование вторичных структур и их разрушение.

Упругопластическая деформация является основным процессом, который обуславливает протекание внешнего трения. Она приводит к изменению площади фактического контакта, возникновению рельефа, оказывает влияние на тепловой режим зоны контакта, а также формирование сил трения и разрушение поверхности.

Работа сил трения, в основном, затрачивается на возникновение тепловой энергии, часть которой сохраняется в поверхностных слоях металла. Причем, чем меньше доля запасенной энергии, тем выше износостойкость металла. Чрезвычайно малая толщина деформируемых поверхностных слоев при нормальном трении обуславливает большую плотность запасенной энергии и аномально высокие эффекты активности поверхностных слоев [2].

Признак нормального изнашивания – отсутствие других видов разрушения материала; объектом разрушения являются вторичные структуры. При повреждаемости разрушение определяется механизмами объемного разрушения. Зарождение и развитие объемных разрушений может быть четырех типов: хрупкое, вязкое, в результате усталости и ползучести. Три первых вида разрушения наблюдаются при абразивном изнашивании, которому также могут

сопутствовать окислительные процессы. Изнашивание происходит при наличии на поверхности трения пленок, образовавшихся при взаимодействии поверхностных слоев металла с кислородом. Проявление окислительной или механической формы разрушения зависит от соотношения механических свойств абразивных частиц, воздействующих на поверхность и свойств поверхностных слоев изнашиваемого материала.

В основу молекулярно- механической теории трения положены два фактора: деформирование внедрившимися неровностями и преодоление адгезионных связей в зоне фактического контакта (деформация и адгезионные составляющие). В контактной зоне происходят интенсивные деформационные процессы, а также резкое, в связи с высокой скоростью деформации возрастание температуры в отдельных точках поверхности[3].

С точки зрения механики деформируемых сред процесс разрушения при трении рассматривается на атомном уровне; кинетика разрушения фрикционного контакта до сих пор носит дискуссионный характер. Отмечается специфичность микромеханизмов пластической деформации, которой подвергаются поверхностные слои. Необратимая пластическая деформация фрикционного контакта может быть разложена на две составляющие: собственно пластическую деформацию без изменения объема и дислокационную, сопровождающуюся изменением объема (в окрестности разрыва возникает рыхлая прослойка, которая содержит поры и микротрещины). Условия локального разрушения в данной теории в отличие от математических моделей механики разрушения формируются с учетом структур, связанных с разрушением [4].

Исходя из вышесказанного можно сделать вывод, что одним из главных факторов, которые определяют сопротивление изнашиванию материала являются особенности изменения структуры под влиянием деформации и способность к упрочнению.

1.3 Основные закономерности абразивного износа

Абразивный износ является наиболее распространенным видом износа, так как многие детали машин и механизмов контактируют с абразивными материалами, такими как руда, уголь, кокс, строительные материалы, песок, которые способны вызывать их разрушение при эксплуатации.

В процессе длительного воздействия на поверхность детали микро- и макроскопических абразивных частиц происходит износ, оцениваемый по уменьшению размеров, объема, массы деталей в абсолютных или относительных единицах. Износ, отнесенный к пути трения, объему выполненной работы, работе трения и т.д., является показателем интенсивности изнашивания [1].

Абразивный износ – процесс интенсивного разрушения поверхностей деталей машин при трении скольжения, обусловленный наличием абразивной среды в зоне трения и выражающийся в местной пластической деформации, микроцарапании и микрорезании абразивными частицами поверхностей трения [5].

Абразивный износ возникает в условиях трения, когда более твердые шероховатые поверхности перемещаются по более мягким, царапают или пропахивают ее, образуя свободные частицы. Абразивный износ может также возникнуть тогда, когда твердые частицы попадают между поверхностями фрикционной связи и изнашивают ее. При абразивном износе разрушение материала происходит в две стадии, а сопротивление изнашиванию определяется свойствами металла. На первой стадии осуществляется проникновение абразива в поверхность металла и сопротивление изнашиванию будет определяться твердостью этого металла. На второй стадии происходит перемещение твердой абразивной частицы по поверхности металла, что приводит к разрушению поверхностных слоев и их отрыву. На этой стадии сопротивление изнашиванию имеет более сложный характер.

Вид изнашивания определяется характером взаимодействия абразивных частиц с поверхностным слоем детали. Детали, подвергающиеся изнашиванию,

подразделяют на детали, образующие пары трения (подшипники скольжения и качения, зубчатые передачи и т. п.) и детали, изнашивание которых вызывает рабочая среда (жидкость, газ и т. п.). Характерные виды изнашивания деталей первой группы: абразивное (твердыми частицами, попадающими в зону контакта), адгезионное, окислительное, усталостное. Для деталей второй группы типично абразивное изнашивание (например, истирание почвой), гидро- и газоабразивное (твердыми частицами, перемещаемыми жидкостью или газом), эрозионное, гидро- и газозерозионное (поток жидкости или газа), кавитационное (от гидравлических ударов жидкости) [6].

Поверхность твердого тела волниста и шероховата. Понятие контакта двух твердых тел является довольно условным и зависит от действия, которое необходимо произвести одним телом на другое. Взаимодействие поверхностей проявляется в формировании пятен касания, в котором участвуют не только выступы с покрывающими их пленками, но и прилегающий к этим выступам материал. При соединении и разъединении контактов деформируется лежащий под ними материал. Пятна касания, которые образуются, существуют и исчезают при совместном действии нормальных и тангенциальных сил, называют фрикционными связями [3].

Под влиянием сжимающей нагрузки две наложенные одна на другую поверхности по мере сближения соприкасаются во все большем количестве точек. Вначале взаимодействующие элементы деформируются упруго, затем по мере возрастания нагрузки, упругая деформация сменяется пластической. Под влиянием общей сжимающей нагрузки происходит упругое деформирование отдельных поверхностей, на которых расположена шероховатость. Пятна фактического касания расположены в некоторых областях, зонах упруго деформированного полупространства. При снятии нагрузки волны выпрямляются и разрушают образовавшиеся пятна касания. При анализе процесса трения и износа следует различать три последовательных этапа: взаимодействия поверхностей; изменения, происходящие на соприкасающихся поверхностях в процессе трения; разрушение поверхностей [7].

Пятна касания при износе располагаются хаотически. Перед каждым пятном возникает гребешок деформированного материала. Волна бежит перед выступом распространяясь и в глубину. Повторные воздействия приводят к возникновению концентраторов и напряжений. Эти концентраторы постепенно переходят в трещины, не срастающиеся после снятия нагрузок. Это разрушение можно связать с нарушением фрикционных связей, образованных пятнами касания шероховатых поверхностей. Существует несколько видов нарушения фрикционных связей:

- упругое оттеснение и разрушение поверхности от усталости;
- пластическое оттеснение и разрушение от малоциклового усталости;
- микрорезание, то есть снятие стружки.

Переход от пластического оттеснения к микрорезанию происходит при определенных соотношениях твердости абразива и изнашиваемого материала, формы твердых мелких частиц, степени их закрепленности, действующей нагрузки. Принято считать, что оценивать износостойкость материала можно по его твердости, но это только один из параметров, так как на самом деле зависимость более сложная.

При абразивном изнашивании ведущую роль играют два процесса: микрорежущее действие абразивных частиц и усталостные процессы, развитие которых происходит в условиях многократного пластического деформирования. Разрушение металла происходит в две стадии. На первой стадии осуществляется внедрение абразива в поверхность детали и поведение материала будет определяться его твердостью. На второй стадии происходит перемещение твердой абразивной частицы по поверхности трения, что вызывает разрушение поверхностных слоев и их отрыв. Сопротивляемость материала разрушению на этой стадии имеет более сложный характер.

Поверхностные слои трущихся материалов изменяются под действием значительных деформаций, развивающихся в тонком поверхностном слое и приводящих к его нагреву. Кроме того, изменение происходит вследствие взаимодействия с окружающей средой. Поскольку поверхности всегда

волнисты, шероховаты и неоднородны происходит внедрения более твердой частицы в более мягкое тело (материал).

Абразивный износ является механическим. Он сводится к съему металла с поверхности трения при сложном нагружении. Отделение частиц металла при изнашивании является по своей природе разновидностью разрушения.

В связи неоднородности касания и твердости отдельных контактирующих выступов происходит взаимное внедрение, то есть образование царапин. Образование на металлической поверхности царапин или углублений происходит в результате деформирования и вытеснения металла абразивными частицами. Интенсивность изнашивания будет зависеть от твердости абразивных частиц и изнашиваемого материала, а также величины приложенной нагрузки. В процессе деформирования во всех случаях материал наклепывается и его твердость повышается до величины, соответствующей сильно упрочненному металлу. При повторном царапании без отделения частиц износа сначала наблюдается продольное выглаживание поверхности и образование строчечной структуры, затем, после использования всех плоскостей скольжения, металл становится хрупким и разрушается [3].

Взаимодействие поверхности детали с монолитным абразивом приводит к изнашиванию и детали и абразива. При этом твердые зерна монолита действуют как множество режущих элементов и разрушают металл путем микрорезания или многократного пластического деформирования. Интенсивность изнашивания при скольжении монолитного абразива будет определяться соотношением прочностных характеристик металла и абразива.

Условия изнашивания при трении в абразивной массе существенно отличается от условий при трении монолитного абразива. Абразивная масса достаточно податлива, ее сопротивление движению перемещающейся в ней детали меньше, чем сопротивление движению по монолитному абразиву. Износ будет зависеть от скорости движения детали в абразивной массе, а также размеров и формы абразивных частиц, а главное – их твердости. Элементарной

составляющей механизма изнашивания можно считать микрорезание и деформацию поверхности детали одной абразивной частицей.

1.4 Факторы, влияющие на износостойкость

Износ может вызываться трением двух поверхностей, воздействием свободных или закрепленных частиц, воздействием потоков жидкостей или газов. Работоспособность материалов в условиях трения зависит от трех групп факторов:

- 1) внутренних, которые определяются свойствами материалов;
- 2) внешних, которые характеризуют вид трения, например, скольжение или качение; режим работы, то есть скорость относительного перемещения, нагрузка и характер ее приложения, а также температура;
- 3) рабочей среды и смазочного материала.

К числу основных факторов, определяющих механизм и интенсивность абразивного изнашивания деталей, относятся: механические свойства материала и его структура, размер и геометрия абразивных частиц, соотношение твердостей абразива и материала, внешнее силовое воздействие и т.д. Многофакторность абразивного изнашивания усложняет изучение его закономерностей и затрудняет возможность моделирования на лабораторных установках.

Свойства материала оказывают определяющее влияние на механизм и скорость изнашивания. В одинаковых условиях изнашивания материалы с различными свойствами могут проявлять разный характер разрушения и износостойкость.

Основным условием, определяющим механизм и скорость изнашивания является соотношения твердостей абразива (H_a) и металла (H_m) [8]:

- при $H_a/H_m < 1$ разрушение металла абразивом путем микрорезания не происходит, поэтому износостойкость металла достаточно велика;
- при $H_a/H_m = 1,0 - 1,5$ характерно снижение износостойкости металла до определенной величины с увеличением твердости абразива;
- при $H_a/H_m > 1,5$ износостойкость металла не зависит от этого соотношения.

Износостойкость детали будет зависеть не только от соотношения твердостей абразива и металла, но и от природы абразива, его прочности, формы и размера абразивных частиц, и остроты их ребер. Дробление и засорение продуктами износа металла, то есть металлической стружкой, промежутков между закрепленными абразивными частицами может оказать существенное влияние на износ.

Также одним из важнейших факторов, определяющих сопротивление металлов изнашиванию, является их структурное состояние. Высокая износостойкость определяется благоприятным сочетанием структуры и сложного комплекса свойств[8]:

- физико-механических (высокое сопротивление сжатию, изгибу, сдвигу, значительные силы молекулярно-механического сцепления, сочетания больших твердости и вязкости при отсутствии хрупкости и т.д.);
- физических (высокая теплопроводность, небольшие различия температурных коэффициентов расширения фаз и поверхностного натяжения на межфазных границах сплава и др.);
- физико-химические (высокие насыщенность и равномерность микрораспределения легирующих элементов, устойчивость против коррозии и др.).

Согласно [9], структура сплава должна быть однородной может содержать частицы упрочняющей фазы, равномерно распределенные в объеме, а также влияют свойства, количественное соотношение и характер связи отдельных структурных составляющих. Основной упрочняющей фазой в сталях и чугунах являются карбиды. Наряду с карбидами металлическая основа в значительной степени определяет износостойкость сплавов. При непрочной металлической матрице карбиды могут вырываться при изнашивании и производить дополнительное разрушение матрицы. При выборе упрочняющей фазы необходимо учитывать соотношение твердостей этих фаз и абразивных частиц. Все карбиды, а также мартенсит должны обладать повышенной износостойкостью при истирании всеми абразивами, кроме корунда, так как при

истирании корундом твердости мартенсита и цементита недостаточно для эффективного сопротивления изнашиванию.

Повысить износостойкость материала может также уменьшение размеров карбидных включений и, особенно, их распределение в матрице. Так, карбиды в виде изолированных включений значительно повышают износостойкость.

Матрица материала должна быть достаточно прочной, чтобы не разрушаться при приложении нагрузки. Также она должна быть достаточно вязкой, чтобы препятствовать выкрашиванию карбидов, но при этом она должна быть износостойкой, чтобы препятствовать истиранию. Наиболее благоприятной является аустенитно-мартенситная структура матрицы, так как мартенсит хорошо сопротивляется износу, а аустенит является достаточно вязкой составляющей и препятствует выкрашиванию карбидов.

Высокую износостойкость имеют сплавы с нестабильной аустенитно-мартенситной основой. В этом случае нестабильный аустенит упрочняется под действием абразива и претерпевает мартенситное превращение [9].

Мартенситная матрица выгодна в тех случаях, когда характер износа приближается к эрозии. При высоких давлениях, больших углах атаки абразива и наличии ударов целесообразна мартенситная матрица [9].

Таким образом, можно выделить общие рекомендации:

- в условиях абразивного изнашивания при небольших нагрузках наиболее износостойкой будет мартенситно-карбидная структура сплавов с высокими значениями твердости и микротвердости, а также достаточными прочностными и пластическими свойствами, способными выдерживать такие рабочие нагрузки, а также сплавы с мартенситной и мартенситно-аустенитной матрицей;
- при больших нагрузках или в условиях ударно-абразивного изнашивания в сплавах необходимо обеспечивать аустенитно-карбидную структуру, которую имеют стабильные или метастабильные аустенитные стали и белые чугуны с высоким содержанием аустенита;

– стали с нестабильной аустенитной структурой имеют высокую износостойкость за счет превращения аустенита в мартенсит в процессе изнашивания, изменения структуры самого аустенита, выделения дисперсных карбидов и перераспределения структурных составляющих и возрастает при наличии однородной карбидной фазы.

Необходимо учитывать, что при изменении условий эксплуатации, может измениться механизм изнашивания и тогда может появиться необходимость подбирать сплавы другого состава и структуры

Повысить механические свойства и износостойкость материала можно путем термической обработки, так как износостойкость материала при абразивном изнашивании часто связывают с его твердостью. Для получения мартенситной и мартенситно-аустенитной структуры износостойкие сплавы подвергают закалке.

Выбор температуры закалки определяется началом снижения твердости из-за резкого увеличения количества остаточного аустенита. Важны также скорости нагрева и охлаждения. Допустимая скорость нагрева определяется химическим составом сплава, массой изделия, его конфигурацией, толщиной и другими факторами, которые будут определять уровень остаточных напряжений, возникающих при изготовлении детали. В зависимости от сплава подбирается скорость охлаждения. Так, белые износостойкие чугуны склонны к образованию трещин при высоких скоростях охлаждения и имеют низкую теплопроводность, поэтому охлаждение после закалки происходит на спокойном воздухе или в жидкой среде, обеспечивающей невысокую скорость охлаждения.

Заключительной операцией термической обработки является отпуск, так как его назначение заключается в снятии внутренних напряжений в детали, которые образовались при закалке в результате неравномерного охлаждения тонких и массивных участков изделия, а также вследствие фазовых превращений при охлаждении.

Таким образом, подбирая режим термической обработки можно получить наиболее подходящую структуру чугуна, которая в значительной мере будет определять его свойства и износостойкость.

1.5 Материалы, применяемые для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания

Износостойкость сталей определяется их химическим составом, структурой, технологией производства и характером среды, в которой работает деталь. В случае абразивного изнашивания, механизм которого включает микропластическую деформацию, срез и отрыв частиц, износостойкость стальных деталей связана с их твердостью. Обычно, с повышением твердости абразивный износ снижается. Можно считать твердость за показатель абразивной износостойкости, но не в полной мере. Твердость и износостойкость зависят от структуры стали, поэтому более точные представления дают показатели микротвердости структурных составляющих сплава в сочетании с данными об их относительном количестве [10].

Стали с ферритной основой характеризуются низкой стойкостью в условиях износа, так как феррит имеет наименьшую твердость и износостойкость. Наибольшей твердостью и износостойкостью из структурных составляющих обладают карбиды. Однако, необходим подбор оптимального количества карбидов, чтобы предотвратить охрупчивание стали. Этот подбор должен осуществляться с учетом условий изнашивания.

В зависимости от соотношения углерода и легирующих элементов могут быть получены стали различных классов: ферритного, полуферритного, перлитного, мартенситного, аустенитного или ледебуритного. Наиболее широкое применение нашли хромистые, хромоникелевые, хромомарганцевые, хромоникель-марганцевые и марганцевые стали. Их дополнительно легируют и модифицируют такими элементами, как бор, азот, ванадий, титан, молибден, кобальт, медь, цирконий, церий, иттрий, ниобий, лантан, что позволяет получить наилучшее сочетание механических, служебных, специальных и технологических свойств. Так, добавки никеля и хрома в сталь позволяют получать сложные по форме и массивные детали, имеющие при этом высокую прочность, пластичность и вязкость.

Износостойкие стали подразделяются на три основных группы:

1) Стали с исходной высокой твердостью.

К таким сталям относятся высокоуглеодистые стали с высокой долей карбидов после закалки и низкого отпуска:

- углеродистые нелегированные стали типа У10, У12, в которых основной карбид типа M_3C ;
- легированные хромом углеродистые стали типа Х12, Х12МФ, Х6ВФ, в которых основной карбид типа M_7C_3 ;
- быстрорежущие стали типа Р6М5, Р9Ф5, в которых основными карбидами являются VC и карбиды типа M_6C .

2) Стали с низкой исходной твердостью, способные к упрочнению в ходе износа.

Самым ярким представителем сталей, упрочняющихся во время износа, является сталь Гадфильда (Hadfield's steel) 110Г13Л, которая в исходном литом состоянии имеет аустенитную структуру с грубыми выделениями карбидов по границам. Готовые детали из этой стали подвергают закалке от температуры 1050-1100°C с последующим охлаждением в воде. После закалки стали имеет аустенитную структуру. Аустенит такого состава имеет низкую энергию дефектов упаковки, поэтому упрочняется при пластической деформации (наклеп). При этом сердцевина остается достаточно вязкой, способной выдержать ударные нагрузки, в то время как поверхность показывает высокую износостойкость. Сталь 110Г13Л применяют для изготовления таких изделий, как зубья ковшей экскаваторов, траки гусениц, железнодорожные стрелки и т.д.

В сталях с метастабильным аустенитом упрочнение поверхностного слоя при износе обеспечивается образованием мартенсита деформации $M_{деф}$. После закалки такие стали имеют аустенитную структуру. К таким сталям относятся стали типа 30Х10Г10 и 60Х5Г10Л, легированные хромом и марганцем. Такие стали разрабатывались как кавитационно-стойкие для турбин в гидроэлектростанциях, турбин кораблей.

Известен ряд литейных сплавов, обладающих высокой износостойкостью, среди которых наибольшее распространение получили белые чугуны, которые являются многокомпонентными железуглеродистыми сплавами, содержащими постоянные компоненты и примеси (кремний, марганец, фосфор, серу, азот, водород и кислород), а также различные легирующие компоненты. Эти материалы обладают рекордной износостойкостью в условиях абразивного износа [1].

Применение белых износостойких чугунов вместо углеродистой стали 110Г13Л и других материалов позволило в 3-10 раз увеличить срок службы быстроизнашиваемых деталей. Износостойкость белых чугунов определяется количеством, размерами, морфологией и микротвердостью карбидов и металлической основы – главных структурных составляющих [7].

Карбиды – важная составляющая износостойких чугунов, которая в сочетании с другими фазами определяет износостойкость отливок. При затвердевании доэвтектических чугунов сначала кристаллизуется избыточный аустенит, а затем происходит одновременная кристаллизация аустенита и цементита. Такие элементы как углерод, водород и азот образуют с железом растворы внедрения, а кремний, марганец, хром, фосфор и многие другие компоненты – твердые растворы замещения. Природа матричной фазы эвтектики в заметной степени определяет свойства белого чугуна. Образование таких эвтектик, в которых ведущая карбидная фаза образует матрицу колоний, подобную ледебуриту обычного белого чугуна, обуславливает повышенную хрупкость отливок [1].

В качестве сплавов, применяемых для изготовления износостойких отливок, широко используют белые чугуны. По характеру микроструктуры, и типу карбидов износостойкие чугуны подразделяют на три группы [9,11,12]:

1. Перлитные и мартенситные чугуны. Сравнительно мягкая металлическая основа перлитных чугунов снижает их износостойкость. Большой износостойкостью, чем белый перлитный чугун, обладает белый мартенситный чугун типа нихард с содержанием 3 – 5% никеля

и 1,5 – 2,5% хрома. В литом состоянии нихард имеет мартенситную матрицу с участками бейнита или остаточного аустенита и сложные карбиды железа и хрома. Присутствие хрома в этом сплаве подавляет графитизацию, повышает твердость карбидов, стабилизирует аустенит.

Оптимальное соотношение никеля и хрома в нихарде примерно 3:1.

Никель, основной элемент в нихарде, оказывает большое влияние на твердость и прочность металлической основы. При недостаточном количестве никеля в нихарде возможно образование продуктов диффузионного распада аустенита (троостит, перлит), а при избыточном содержании никеля увеличивается количество остаточного аустенита, при этом в обоих случаях происходит снижение износостойкости. Молибден, как и никель, предотвращает образование перлита при охлаждении в форме, но в отличие от никеля не является графитизатором.

Для нихарда рекомендуется сравнительно низкое (0,3 – 0,5%) содержание кремния в связи с его влиянием на устойчивость аустенита. Этот чугун широко распространен в Западной Европе [9].

2. Белые чугуны с карбидами MC и M_7C_3 постепенно заменяют чугуны типа нихард благодаря большей износостойкости. В таких чугунах увеличено содержание хрома до 10% и более, что обуславливает образование в их структуре тригонального карбида $(Fe, Cr)_7C_3$. При кристаллизации доэвтектического чугуна эти карбиды располагаются в виде изолированных включений в металлической основе.

Хромомарганцевые износостойкие чугуны с карбидами M_7C_3 в наибольшей степени удовлетворяют противоречивым требованиям к условиям получения высоко износостойкости и экономичности. Подавление перлитного превращения и высокая прокаливаемость обеспечиваются в этих чугунах за счет введения марганца. Хромомарганцевый чугун марок ИЧ210Х12Г5, ИЧ300Х12Г2 широко применяют для изготовления футеровок барабана стержневых и шаровых мельниц [9].

Ванадиевые и хромованадиевые чугуны имеют в структуре специальные карбиды, которые в сочетании с аустенитом образуют при кристаллизации двойные эвтектики $A+VC$ и $A+(Fe, Cr)_7C_3$ и тройную эвтектику $A+(Fe, Cr)_7C_3+VC$. Такие чугуны обладают высокой износостойкостью и используются для деталей, работающих в тяжелых условиях эксплуатации (сухое трение, абразивная среда, высокие статистические и динамические нагрузки) [9].

Высокохромистые чугуны с карбидами M_7C_3 и $M_{23}C_6$ первоначально использовались как жаро- и коррозионно-стойкие. По износостойкости они уступают хромомолибденовым и хромованадиевым чугунам с мартенситной структурой. Тем не менее, хромоникелевый износостойкий чугун ИЧХ28Н2 до настоящего времени очень широко применяется для изготовления футеровки барабанов шаровых мельниц, насадок сушильных барабанов, рабочих колес песковых насосов.

Хром способен образовывать карбиды цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$ с твердостью 8 – 10 ГПа, тригональный карбид $(Fe, Cr)_7C_3$ с твердостью 12 – 15 ГПа и кубический карбид хрома $(Fe, Cr)_{23}C_6$ с твердостью 10 – 12 ГПа [9, 11, 12].

Износостойкость чугуна при абразивном воздействии зависит от его микроструктуры (микротвердости, формы, взаимного расположения и количества структурных составляющих) [1].

В условиях отсутствия больших ударных нагрузок наилучшим износостойким материалом является белый чугун, состав которого выбирают в зависимости от величины реально действующих напряжений, температуры и характера износа.

Наилучшим критерием износостойкости белого чугуна при абразивном износе в условиях высоких температур является его горячая твердость. Для практических целей по изготовлению литых деталей с повышенной износостойкостью и твердостью могут быть рекомендованы высокохромистые чугуны, содержащие от 12 до 14% (мас.) хрома.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы исследования и их обработка

В работе изучены легированные стали и чугуны с содержанием углерода от 0,9 до 3 %. Химические составы изученных сплавов приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химические составы исследованных сплавов

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	V	Mo	S	P
X12	2,05	0,38	0,40	12,50	-	-	0,020	0,023
X12M	1,38	0,44	0,85	13,00	-	0,50	0,019	0,023
X12Ф1	1,40	0,35	0,40	12,10	0,83	-	0,030	0,029
90X18	0,91	0,37	0,45	18,06	-	-	0,031	0,027
200X12МЛ	2,17	0,224	0,550	12,60	-	0,64	0,100	0,024
250X14Ф3	2,53	0,37	0,51	13,86	3,20	-	0,035	0,038
300X14Ф3	3,08	0,39	0,59	13,81	3,09	-	0,052	0,050

Стали X12, X12M и X12Ф1 являются инструментальными штамповыми. Для стали X12 режим термической обработки: закалка от температуры 950 – 970°C и отпуск при 170 – 200°C. Оптимальным режимом окончательной термической обработки для сталей X12M и X12Ф1 является закалка от 1020 – 1050°C с последующим охлаждением в масле и отпуск при 170 – 200°C с последующим охлаждением на воздухе.

Сталь 90X18 является коррозионностойкой мартенситного класса. Оптимальным режимом ее термической обработки является закалка при 1000 – 1050°C с последующим охлаждением в масле и отпуск при температуре 200 – 300°C с последующим охлаждением на воздухе.

2.2 Методика исследования

2.2.1. Исследования фазовых превращений

Дилатометрические определения температур фазовых превращений при нагреве и охлаждении сплавов выполнены на дилатометре Шевенара. Скорость нагрева составляла $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Скорость охлаждения варьировалась от 0,4 до $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Для исследования процессов распада переохлажденного аустенита в изотермических условиях и кинетики мартенситного превращения при закалке и отпуске сплавов использовали магнитометр Д. С. Штейнберга с напряженностью поля $4 \cdot 10^5$ А/м. Исследовали по 3 образца диаметром 3 мм и длиной 40 мм для каждого варианта. Образцы приваривали методом точной сварки к немагнитной державке и нагревали до температуры 950°C в раскисленной соляной ванне и в трубчатой электрической печи до более высоких температур. Образцы нагревали в кварцевых трубках с чугунной стружкой, что бы избежать обезуглероживания при аустенитизации. Охлаждали образцы до температуры исследования в соляной ванне

Дилатометрический метод позволяет определить температурные интервалы превращений при нагреве и охлаждении. Также благодаря этому методу можно оценить устойчивость переохлажденного аустенита.

2.2.2. Структурные исследования

Металлографический анализ. Исследование микроструктуры сплавов проводили на оптическом микроскопе «Неофот-21». Шлифы изготавливали путем механической и электролитической полировки. Структуру сплавов выявляли травлением 4% -ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте, реактивом Мураками и реактивом, содержащим 2 г медного купороса, 20 мл соляной кислоты и 20 мл воды.

Объемную долю карбидной составляющей определяли методом секущих, согласно методике, описанной в работе [13]. При подсчете объемной доли карбидной фазы для каждого сплава проводили не менее 100 секущих. Средний размер карбидных частиц также определяли методом секущих. Для каждого сплава измеряли не менее 1000 отрезков и определяли их среднее арифметическое (\bar{X}), среднеквадратическое отклонение (\bar{S}) и коэффициент вариации (\bar{V}).

Рентгеноструктурные исследования. Фазовый состав сплавов изучали на дифрактометре ДРОН-2,5 в излучении железного анода. Количество остаточного аустенита определяли по соотношению интегральных интенсивностей интерференционных линий $(111)_\alpha$ аустенита и $(110)_\alpha$ мартенсита, на которые не накладывались линии других фаз. Для расчета количества остаточного аустенита применяли формулу:

$$A = \frac{100}{1 + 1,47 \frac{S_\alpha}{S_\gamma}},$$

где S_α и S_γ – интенсивность линий мартенсита и аустенита.

2.2.3. Механические испытания

Исследование твердости. Твердость образцов в литом и термически обработанных состояниях измеряли вдавливанием алмазного конуса на приборе ТК – 2 (шкала С), а также вдавливанием алмазной пирамидки по Виккерсу. На каждом образце делали около 7-10 измерений, а полученные результаты усредняли. Для каждого состава сплава и режима термической обработки измеряли не менее 3 образцов.

Микротвердость структурных составляющих измерял на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,196 и 0,49 Н. Для оценки микротвердости металлической основы и карбидов в обработанных на максимальную твердость сплавах проводили не менее 100 замеров, затем определяли их средние арифметические значения (\bar{X}), среднеквадратическое отклонение (\bar{S}), доверительный интервал ($\bar{\sigma}$). Изучение процессов разупрочнения сплавов при длительных нагревах производили путем замера микротвердости металлической основы не менее 100 раз для каждого режима термической обработки. Результаты подвергали математической обработке.

Испытания на износостойкость при трении о закрепленные абразивные частицы проводили на установке, сконструированной на кафедре физического металловедения и физики твердого тела ЮУрГУ. Схема установки приведена на рисунке 2.1. По принципу действия она аналогична машине Х-4-Б [7]. Цилиндрический образец диаметром 4 мм помещался в зажим и изнашивался торцом об абразивную корундовую бумагу, закрепленную на горизонтальном диске диаметром 600 мм. Диск вращался электродвигателем со скоростью 20 мин⁻¹. Образец в процессе испытаний перемещался вдоль радиуса диска с абразивной шкуркой, оставляя на ней спиральный след. Между витками спирального следа от образца оставалась спиральная дорожка свежего абразива шириной 4 мм, по которой на обратном ходу изнашивается эталон из закаленной стали 110Г13Л. Давление на образец и эталон задавали грузами, одетыми на стержни зажима, и составляло 0,56 МПа.

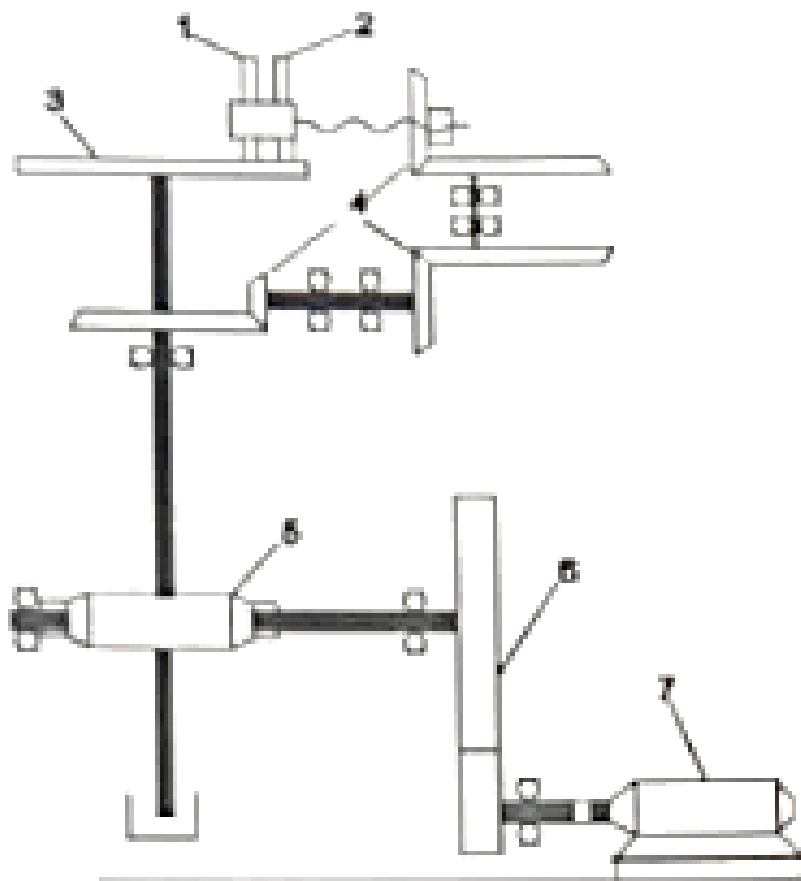


Рисунок 2.1 – Установка для испытаний на износостойкость при трении о закрепленные абразивные частицы [7].

- 1 – образец;
- 2 – эталон;
- 3 – круг с абразивным полотном;
- 4 – конические зубчатые зацепления;
- 5 – червячная передача;
- 6 – цилиндрическая зубчатая передача;
- 7 – электродвигатель.

Испытания на износостойкость при трении о нежестко закрепленные (полузакрепленные) абразивные частицы проводили по методике Бринеля по ГОСТ 28.203 – 79 [14]. Схема установки приведена на рисунке 2.2.

Суть метода заключается в том, что абразивные частицы подаются в зону трения из бункера и прижимаются к образцу вращающимся резиновым роликом. Образец имеет размеры 70×20×5. Его устанавливают в образцедержатель

испытательной установки. В качестве абразивного материала используется электрокорунд марки 32 А с размером частиц основной фракции от 315 до 400 мкм. Во время испытания образец плоской стороной прижимается с усилием 100 Н к ролику, вращающемуся со скоростью 250 мин⁻¹. Износ образцов определяется по потере массы образца на 1 кг абразивного порошка. За потерю массы принимали среднее значение по трем экспериментам. Относительную износостойкость оценивали по отношению износа эталона к износу испытуемого образца. Эталонные образцы изготавливают из стали 45 по ГОСТ 1050 – 88 в отожженном состоянии. Дозирующее устройство обеспечивает непрерывную подачу абразивного материала в зону трения. По окончании испытаний останавливают привод, снимают нагрузку, освобождают образец, промывают последовательно в промывочных жидкостях и взвешивают [6].

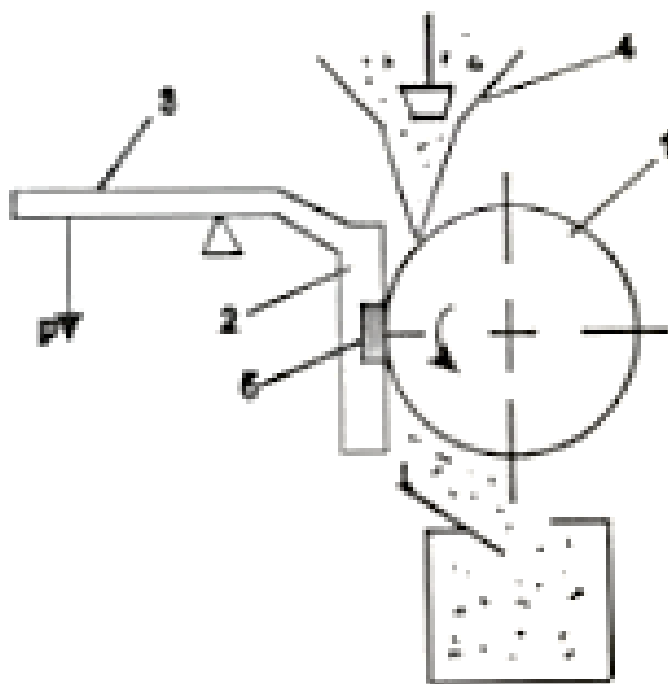


Рисунок 2.2 – Схема испытательной установки.

- 1 – резиновый ролик;
- 2 –держатель;
- 3 – рычаг;
- 4 – дозатор для подачи абразивных частиц;
- 5 –образец.

3 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИССЛЕДОВАННЫХ СПЛАВОВ

3.1 Структура и свойства высокохромистых сталей

В холодноштамповочном производстве широко применяются высокохромистые стали X12, X12M, X12Ф1 и X12МФ. На ПАО «Комбинат Магнезит» пластины, применяемые в штампах для прессования огнеупорных изделий, изготавливаются из стали X12МФ. Данная сталь согласно ГОСТ 5950 – 2000 [15] содержит порядка 1,5 % углерода, 12% хрома, 0,5% молибдена и 0,2% ванадия. После закалки от 970°С с последующим охлаждением в масле и низкотемпературного отпуска при 180°С имеет твердость на уровне 60 НРС.

Стали, содержащие 12% Cr и более 1% C являются ледебуритными. Для них характерна большая карбидная неоднородность. С увеличением содержания углерода твердость и износостойкость этих сталей возрастает, но прочность и вязкость падают. Сталь X12 с 2,0 – 2,2% C применяют для работы без динамических нагрузок в штампах простой формы из-за высокой анизотропии свойств при деформации. В сталях с содержанием углерода от 1,2 до 1,6 % анизотропия деформации значительно меньше. Однако, уменьшения содержание углерода ниже 1,1 – 1,2% нецелесообразно из-за снижения твердости и сопротивления пластической деформации.

Высокохромистые стали X12M и X12Ф1 по своему составу и структуре схожи со сталью X12МФ. Легирование стали типа X12 молибденом, вольфрамом и ванадием уменьшает карбидную неоднородность. Молибден и ванадий в сталях X12M и X12Ф1 способствуют сохранению мелкого зерна. Повышение температуры закалки с 950°С до 1200°С способствует уменьшению количества карбидной фазы и увеличению количества аустенита, который обогащается хромом и углеродом. На рисунке 3.1. показано увеличение количества остаточного аустенита в сталях X12M и X12Ф1 с ростом температуры нагрева под закалку. При этом температура начала мартенситного превращения

снижается. Для стали X12Ф1 положение температуры начала мартенситного превращения изменяется с +300°C до -50°C, что показано на рисунке 3.1.

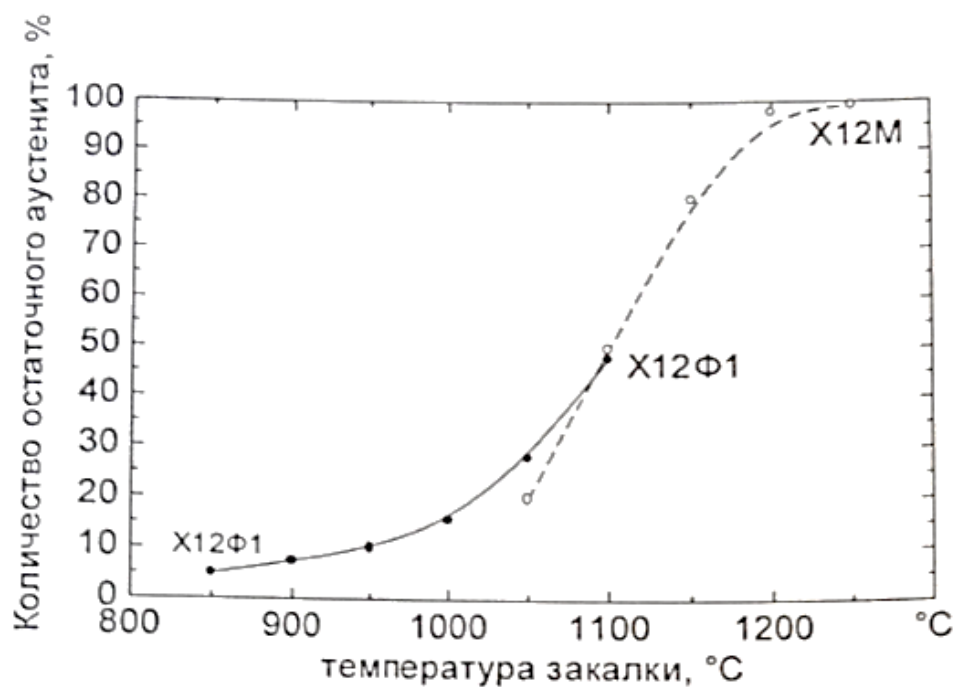


Рисунок 3.1 – Влияние температуры закалки на количество остаточного аустенита в сталях X12м и X12Ф1 [16]

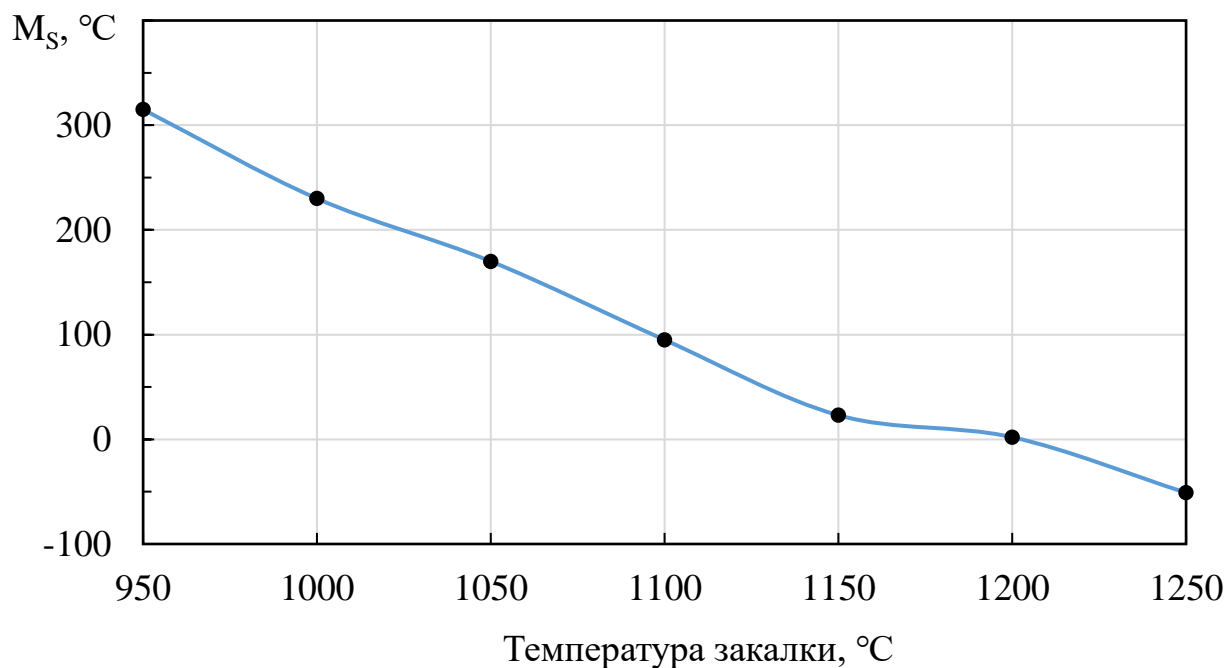


Рисунок 3.2 – Температура начала мартенситного превращения стали X12Ф1 в зависимости от температуры закалки

Стали с 12% Cr, легированные ванадием и молибденом, упрочняются путем дисперсионного твердения.

Закалка от температуры 1070-1080°C является оптимальной для растворения карбидов в аустените и усиления дисперсионного твердения при высоком отпуске при сохранении достаточно мелкого зерна (балл 8-9). При более низкой температуре растворение карбидной фазы в аустените не пройдет в полной мере и вторичная твердость после отпуска не будет достигнута [16].

Для получения вторичной твердости применяют более высокие температуры нагрева под закалку: 1120 – 1130°C для стали X12M и 1110 – 1140°C для стали X12Ф1.

Аустенит с содержанием хрома порядка 12% в зависимости от режима термической обработки может претерпевать перлитное, промежуточное, мартенситное превращения. На кинетику и механизм этих превращений существенно влияют легирующие элементы. Хром является легирующим элементом, сужающим аустенитную область.

Хромистые стали характеризуются повышенной устойчивостью при отпуске, как и все стали, легированные карбидообразующими элементами. Это объясняется тем, что при низком отпуске не появляются специальные карбиды, а происходит выделение только части содержащегося в аустените углерода в виде низколегированных карбидов. Специальные карбиды выделяются только тогда, когда температура нагрева при отпуске обеспечивает достаточную подвижность атомов углерода и легирующих элементов. Так при повышении температуры до 500-800°C происходит выделение карбидов хрома и аустенит обедняется не только углеродом, но и хромом [16].

В результате уменьшается стабильность аустенита, то есть повышается мартенситная точка. При последующем охлаждении до комнатной температуры это может приводить к образованию мартенсита.

Холодная деформация перед нагревом ускоряет выделение карбидов и способствует образованию мартенсита при охлаждении [17].

В сплаве 200Х12МЛ при всех температурах нагрева диффузионное превращение аустенита оказывается подавленным и при охлаждении на воздухе регистрируется только мартенситное превращение, что показано на рисунках 3.3 и 3.4.

Совокупность ветвей дилатограмм, соответствующих нагреву сплава 200Х12МЛ представлена на рисунке 3.5. Она показывает, что с повышением температуры аустенитизации, предшествовавшей записи дилатограмм, их докритические участки существенно изменяются. В верхней части интервала субкритических температур, примыкающего к нижней границе интервала A_{c1} , наблюдаются эффекты распада остаточного аустенита, сопровождающиеся увеличением длины образцов. Из рисунка 3.5 также следует, что распад остаточного аустенита с наибольшей скоростью протекает при 700°C .

Положение температуры начала мартенситного превращения M_S в зависимости от температуры нагрева располагается в области температур $200 - 400^{\circ}\text{C}$, что отображено на рисунке 3.6. Это связано с тем, что хром уменьшает содержание углерода в эвтектоиде, поэтому при температурах аустенитизации немного выше A_{c1} содержание углерода и хрома в аустените оказывается малым, а мартенситная точка велика. При повышении температуры нагрева, карбиды интенсивно растворяются в аустените и он обогащается углеродом и хромом, что понижает мартенситную точку.

Согласно рисунку 3.7 нарастание количества остаточного аустенита ускоряется с повышением температуры нагрева под закалку. Исследования микроструктуры, показанной на рисунке 3.8 показывают, что при закалке от 1100°C сплав состоит только из аустенита и нерастворенных карбидов.

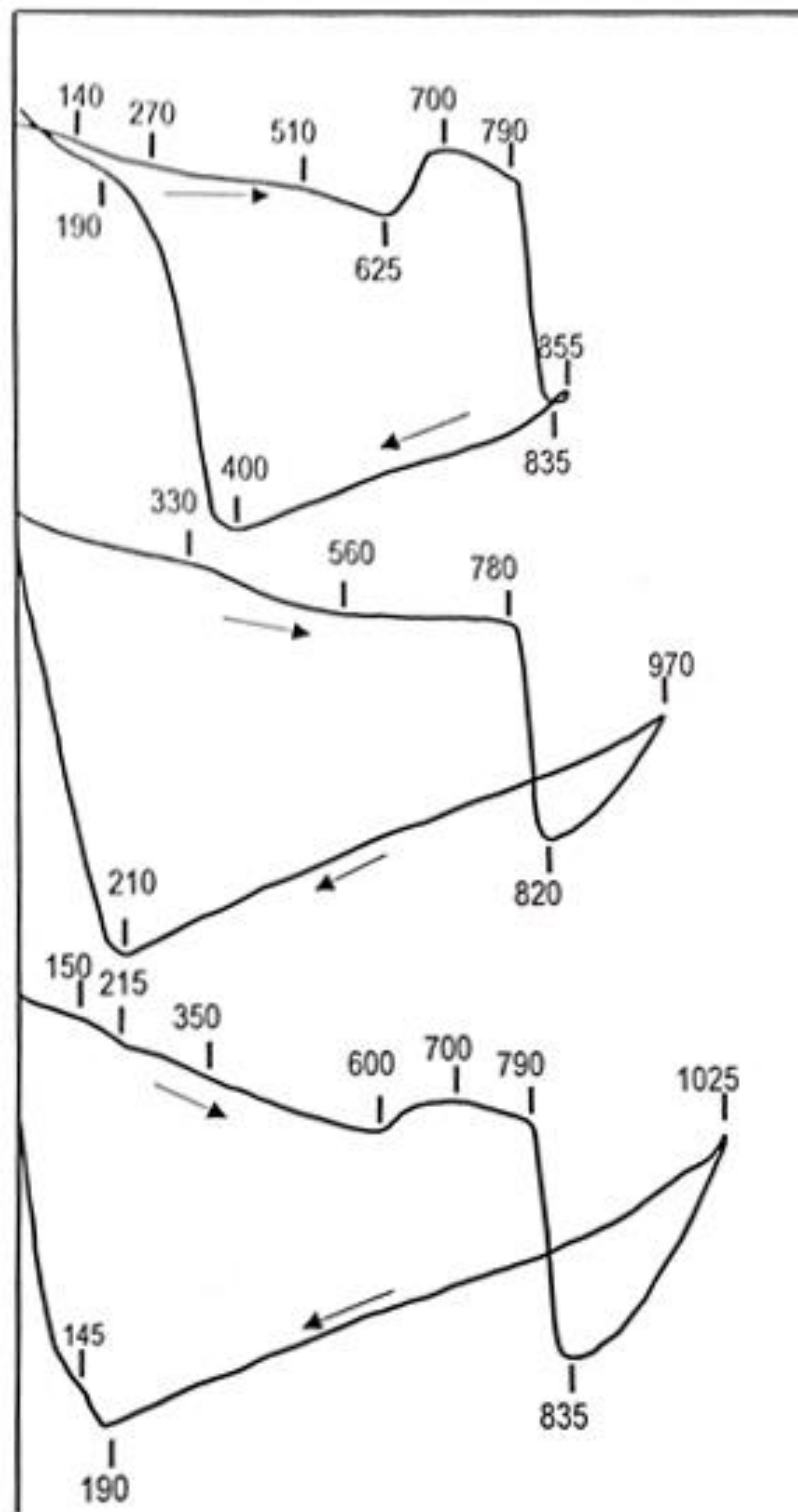


Рисунок 3.3 – Дилатогаммы сплава 200X12МЛ с охлаждением на воздухе

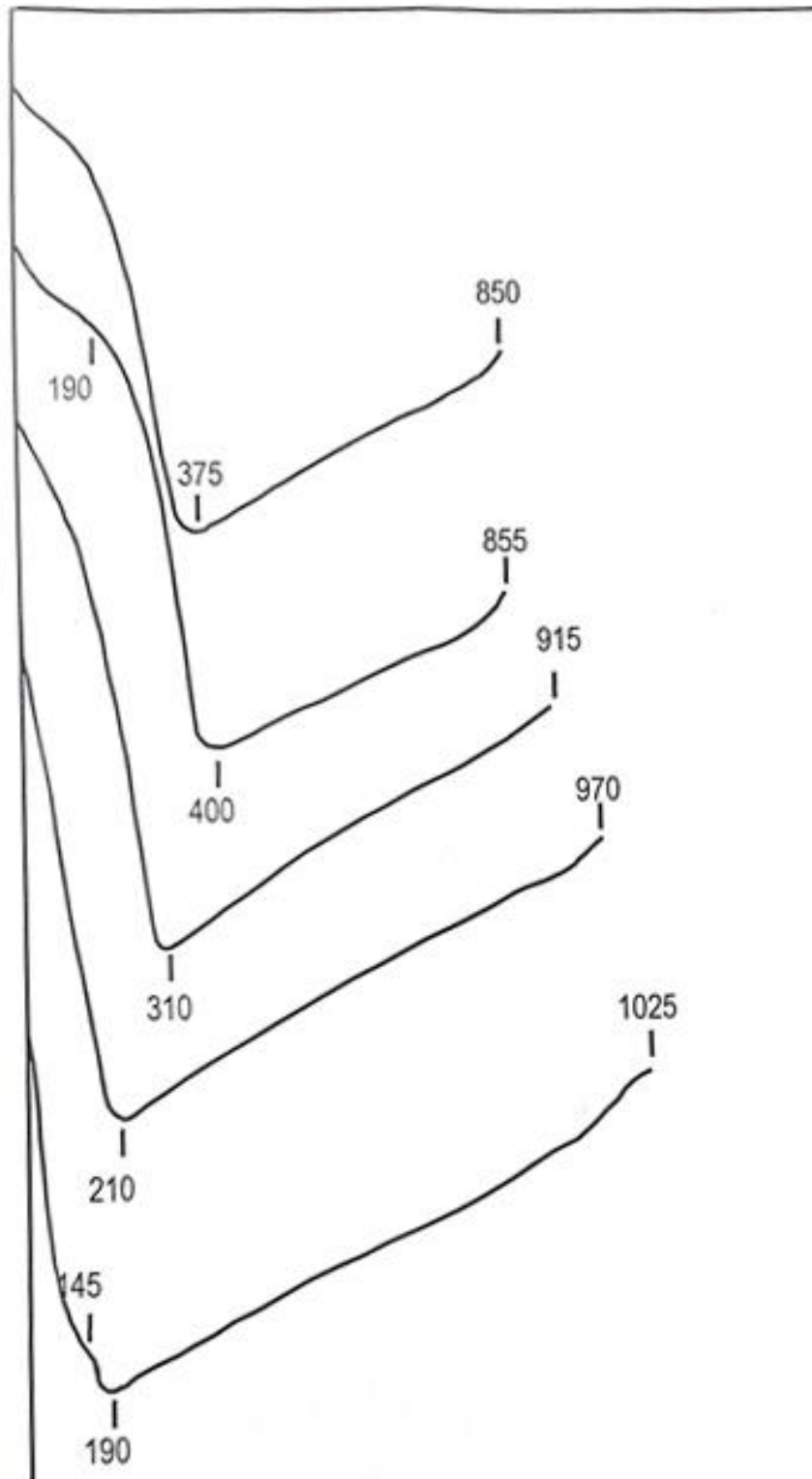


Рисунок 3.4 – Дилатограммы охлаждения образцов сплава 200X12MЛ на воздухе, расположенные в порядке повышения температуры нагрева. Перегибы соответствуют началу мартенситного превращения

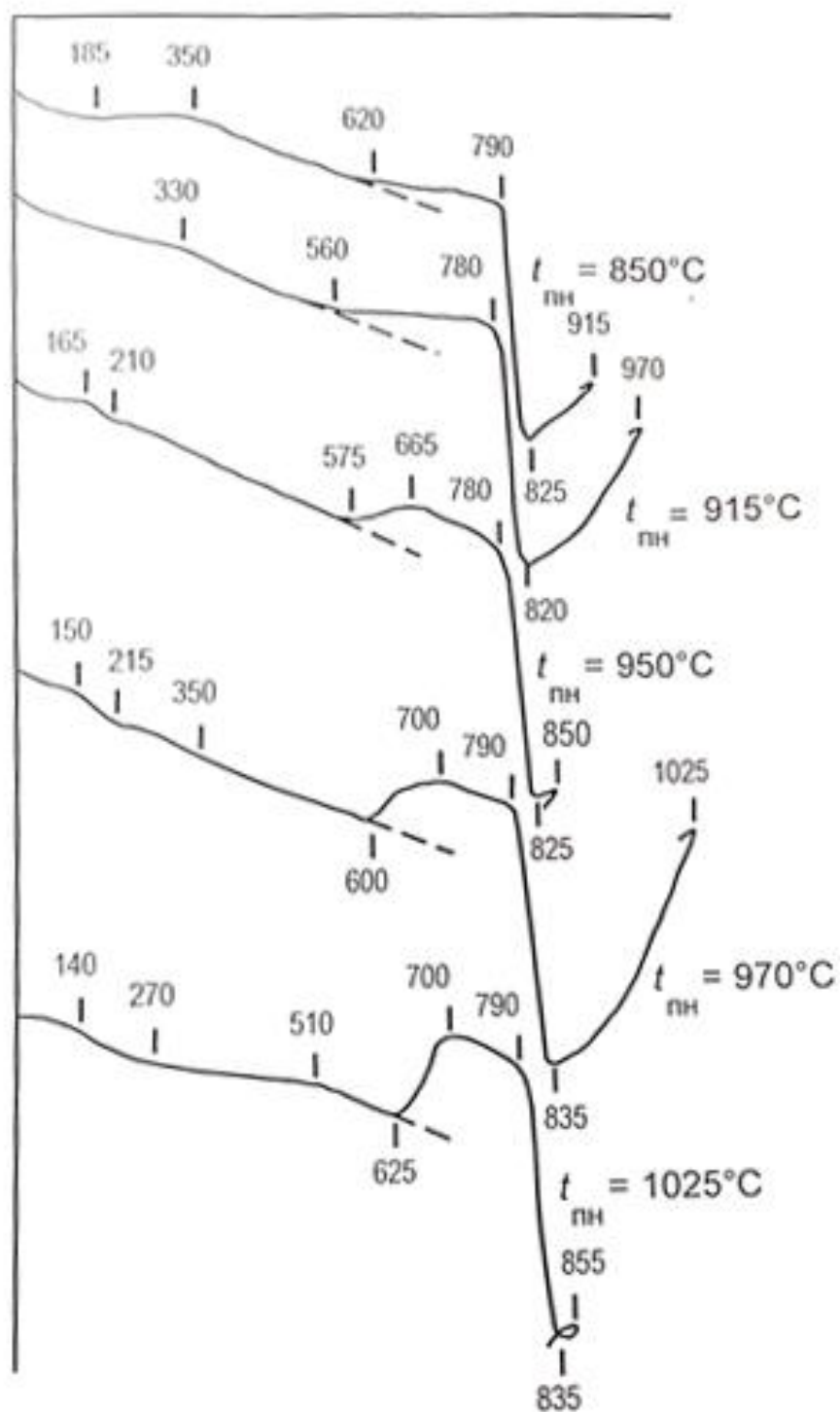


Рисунок 3.5 – Дилатограммы нагрева образцов сплава 200X12МЛ, расположенные в порядке возрастания температуры предшествующей аустенитизации (значения $t_{пн}$)

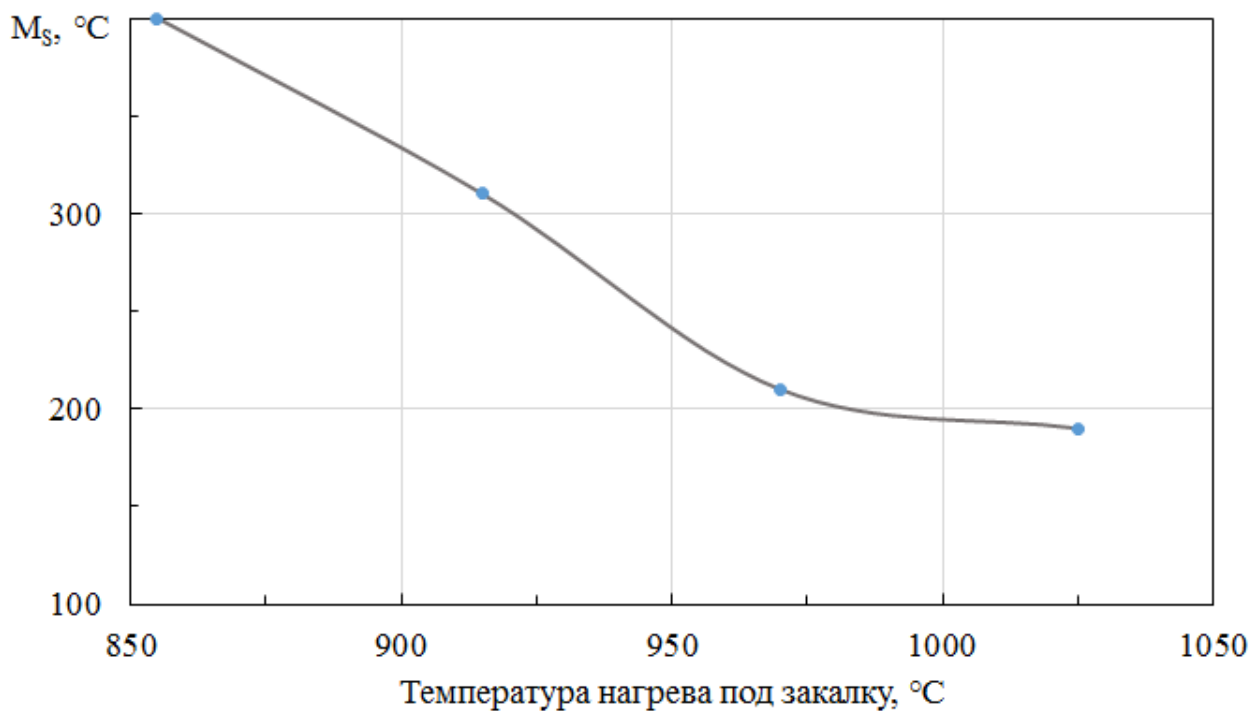


Рисунок 3.6 – Зависимость положения мартенситной точки M_s от температуры нагрева под закалку при охлаждении на воздухе (дилатометрия) образцов сплава 200Х12МЛ

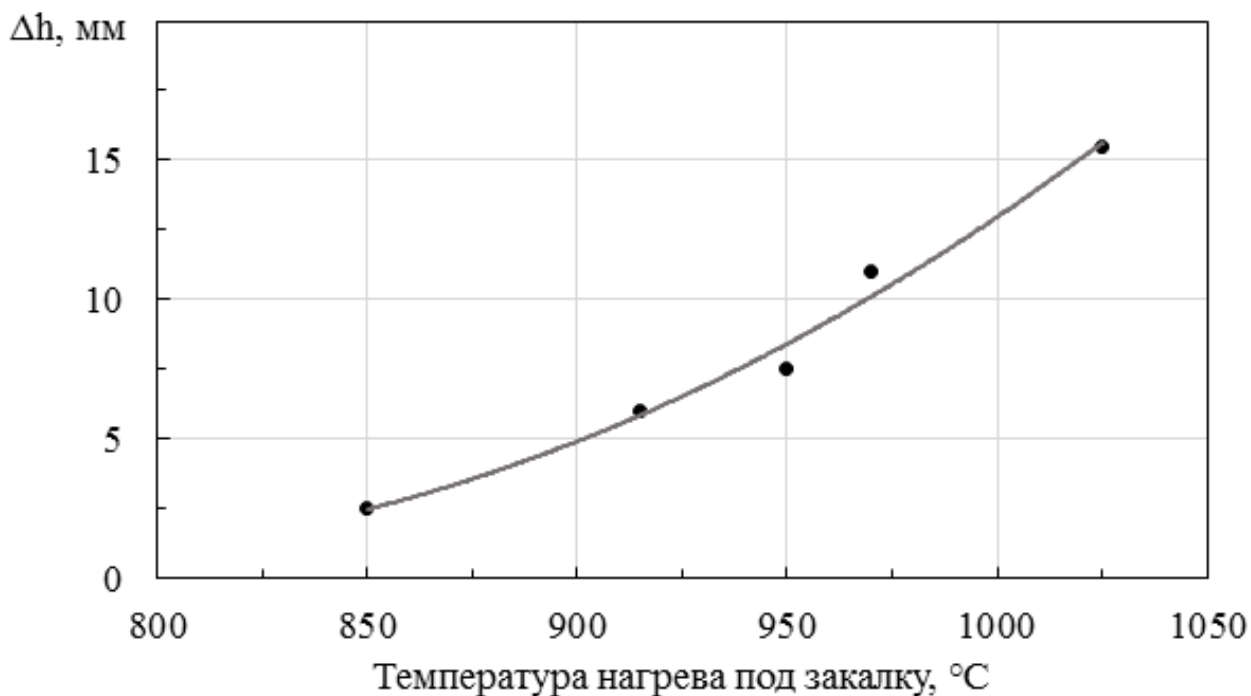


Рисунок 3.7 – Влияние температуры закалки, предшествовавшей записи дилатограмм, на дилатометрический эффект распада остаточного аустенита при 700 °C

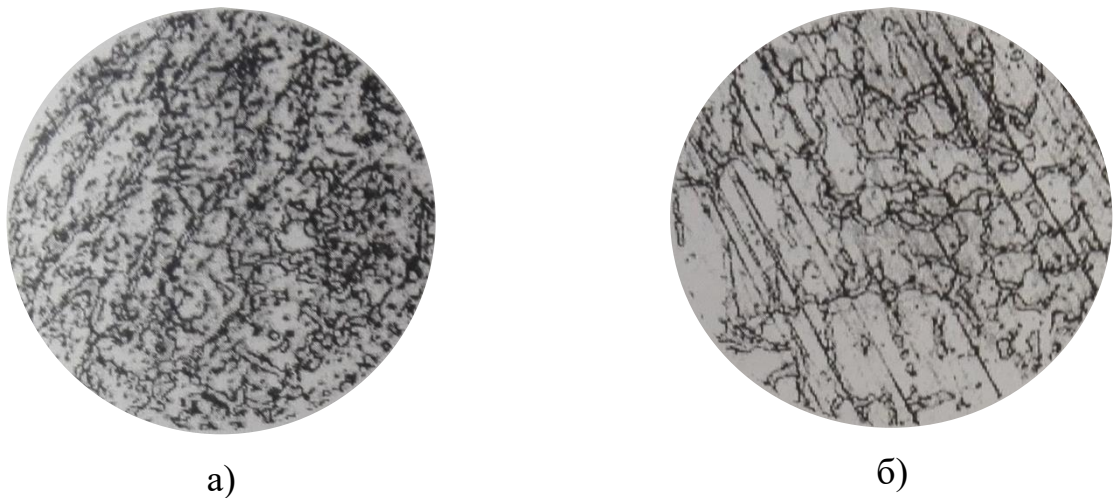


Рисунок 3.8 – Микроструктура сплава 200X12МЛ после закалки от температур: а) 1100°С; б) 1150°С при увеличении ×400

Ледебуритная сталь 90X18 содержит около 1% С и 18% Cr. После закалки эта сталь состоит из мартенсита, аустенита и карбидов. Повышение температуры нагрева под закалку с 900°С до 1200°С стали 90X18 вызывает растворение вторичных карбидов $M_{23}C_6$, что приводит к увеличению количества остаточного аустенита. По мере повышения температуры закалки растворение карбидов прогрессирует и твердый раствор насыщается углеродом и хромом. Это приводит к снижению мартенситной точки в область отрицательных температур. В результате количество аустенита увеличивается с 50% после закалки от 900°С до 95% после закалки от 1200°С, как показано на рисунке 3.9.

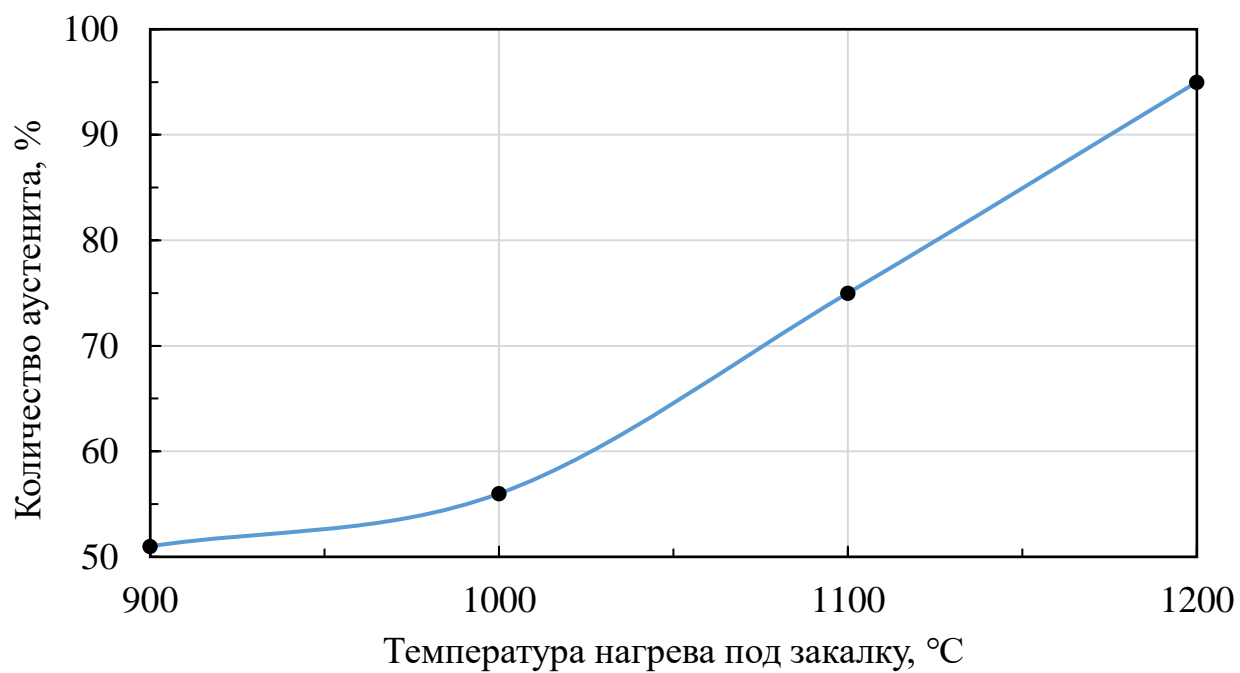
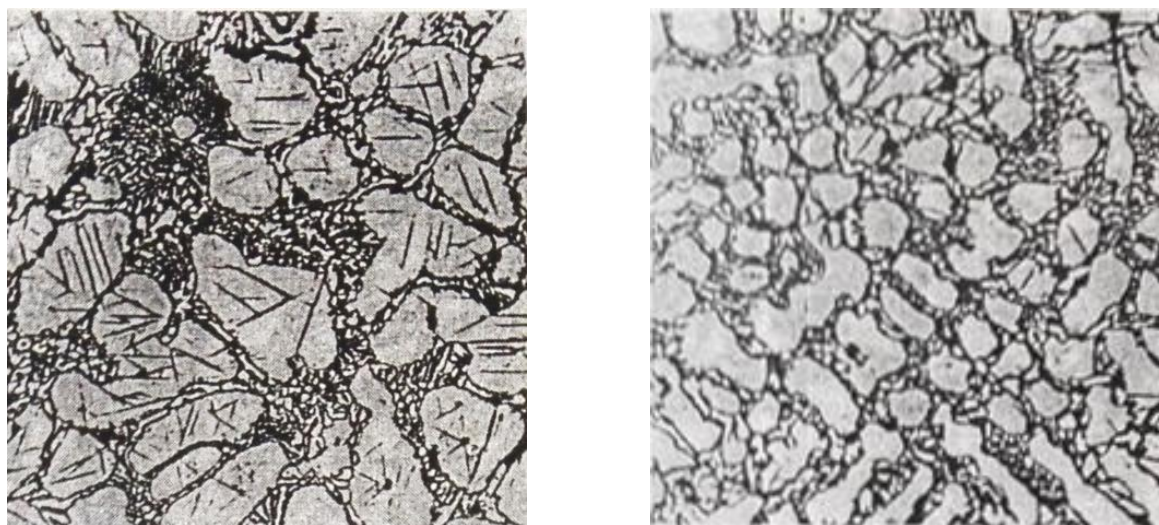


Рисунок 3.9 – Количество аустенита в структуре стали 90X18 после закалки от разных температур

3.2 Исследование фазовых превращений и структуры в высокохромистых чугунах

В доэвтектических сплавах с 14% хрома видны дендриты первичного аустенита и эвтектика в виде «розеток». Эвтектическая структура, образовавшаяся в начальный период эвтектической реакции, развивается из жидкой фазы в виде ячеек эвтектики, образуемых γ -фазой и карбидами M_7C_3 . При увеличении содержания углерода строение эвтектики становится более грубым, а размер дендритов первичного аустенита уменьшается, что видно из исследования микроструктуры сплавов с 2,5 и 3,0% углерода (рисунок 3.10). Карбидная фаза исследуемых сплавов представлена в основном карбидами типа M_7C_3 .



а)

б)

Рисунок 3.10 – Микроструктура литых сплавов с 14% хрома:

а) 2,5% С; б) 3,0% С при увеличении $\times 200$

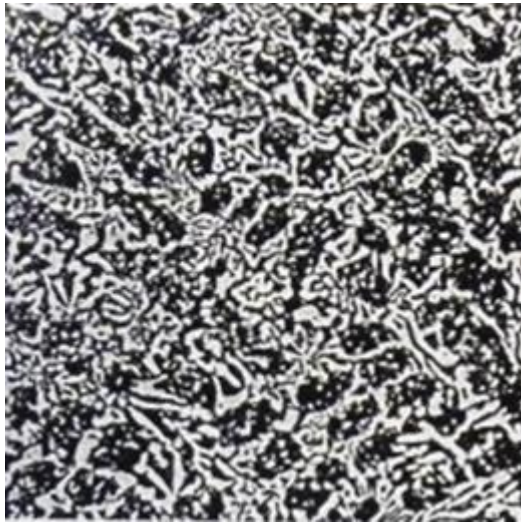
Критические точки исследованных сплавов определяли на образцах, предварительно отожженных в течение 3 ч при температуре 680°C для того, чтобы мартенсит и остаточный аустенит разложить на ферритокарбидную структуру. Нагрев образцов в печи дилатометра осуществляли со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температуры 1000°C . Охлаждение производили на воздухе со скоростью

15°C/с, чтобы аустенит претерпевал мартенситное превращение и с печью со скоростью 0,4°C/с для диффузионного распада аустенита. Полученные температуры критических точек приведены в таблице 3.1.

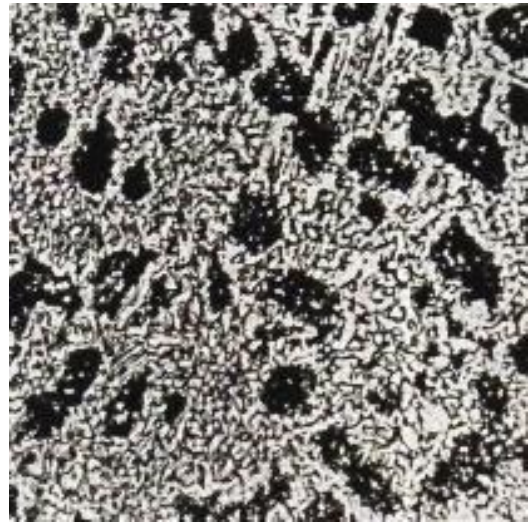
Таблица 3.1 – Критические точки и температура начала мартенситного превращения в сплавах с 14%Cr

Состав сплава	Температура превращения при нагреве до 1000°C со скоростью 5°C/с, °C		Температура превращения при нагреве до 1000°C со скоростью 5°C/с, °C		Температура превращения при нагреве до 1000°C со скоростью 5°C/с, °C
	A _{c1}	A _{c3}	A _{r1}	A _{r3}	
250X14Ф3	840	875	745	690	225
300X14Ф3	805	860	740	700	180

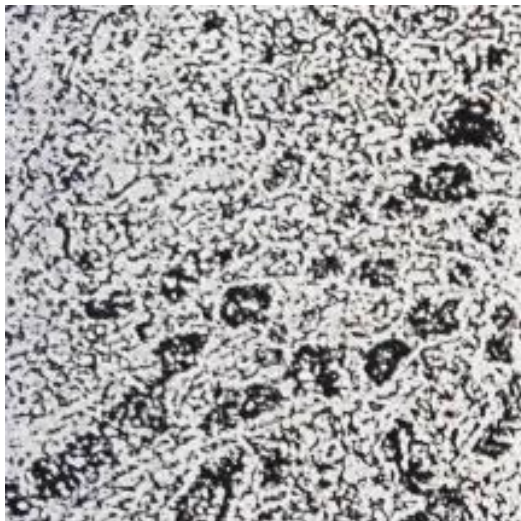
В сплаве 300X14Ф3 при температурах аустенитизации до 950°C растворяются эвтектоидные карбиды и часть вторичных карбидов. Структура сплава преимущественно мартенситная, а количество остаточного аустенита минимально. Повышение температуры аустенитизации до 1050°C сопровождается большим растворением карбидов, что приводит к снижению температуры начала мартенситного превращения, а также увеличению количества остаточного аустенита. Дальнейшее повышение температуры закалки до 1150 и 1200°C приводит к увеличению количества остаточного аустенита, за счет существенного растворения карбидов и обогащения аустенита углеродом и хромом, что значительно понижает температуру начала мартенситного превращения. Микроструктура сплава 300X14Ф3 приведена на рисунке 3.11. Зависимости количества карбидной фазы и остаточного аустенита от температуры аустенитизации хромованадиевых сплавов приведены на рисунках 3.12 и 3.13.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.11 – Микроструктура сплава 300X14Ф3 после закалки от температур: а) 950°C; б) 1050°C; в) 1150°C; г) 1200°C при увеличении $\times 200$

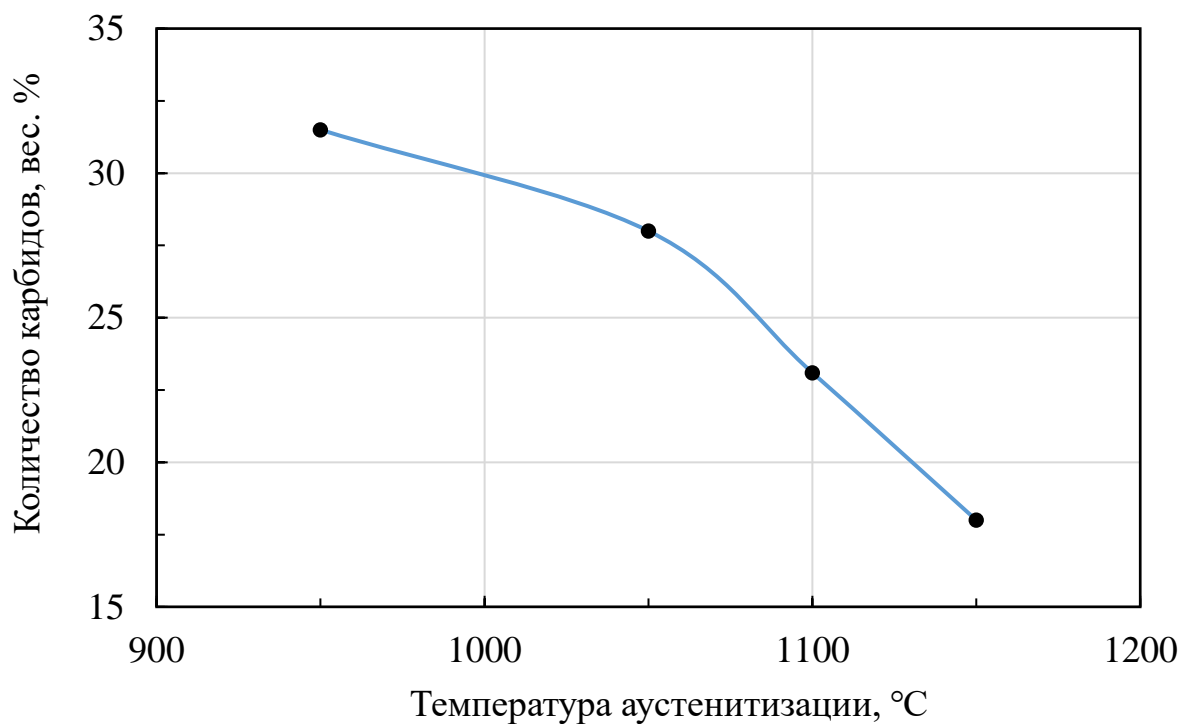


Рисунок 3.12 – Влияние температуры аустенитизации на количество карбидной фазы сплава 300X14Ф3

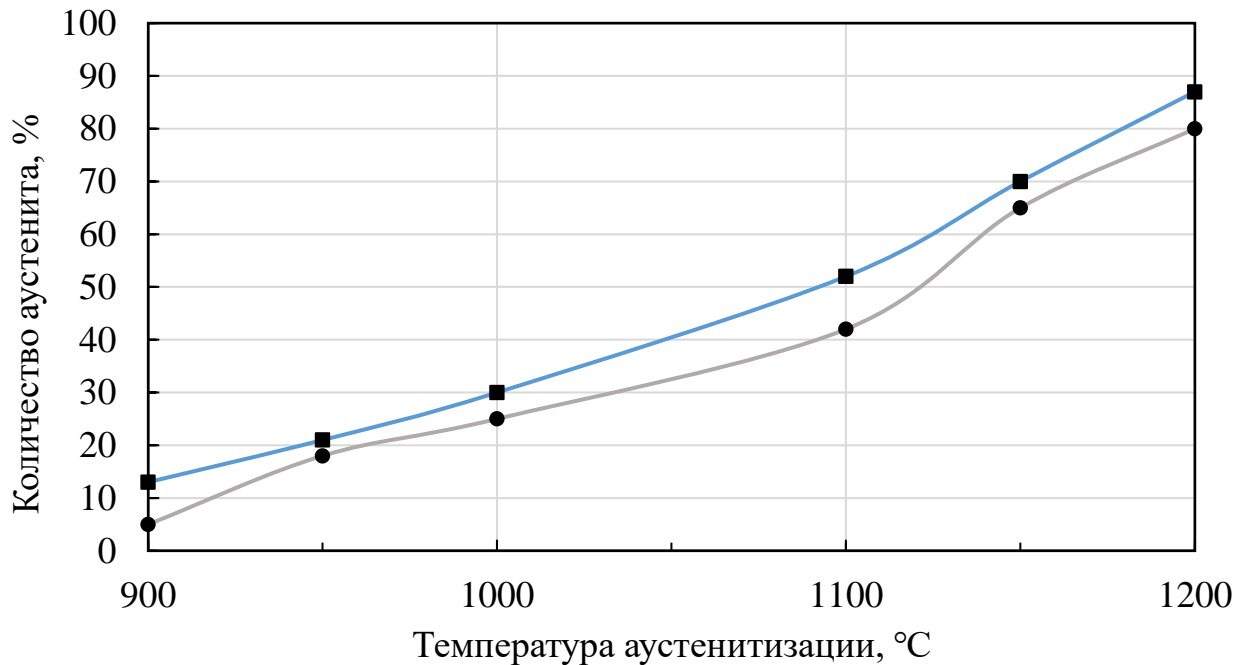


Рисунок 3.13 – Зависимость количества остаточного аустенита от температуры аустенитизации сплавов:

- 250X14Ф3
- 300X14Ф3

4 ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИССЛЕДОВАННЫХ СПЛАВОВ

Штамповые стали должны иметь высокую твердость и износостойкость. После закалки и отпуска в штамповых сталях, содержащих 12% Cr, выделяются специальные карбиды M_7C_3 , и в меньшем количестве $M_{23}C_6$ и MC. Износостойкость таких сталей зависит от типа и количества карбидной фазы.

Термическая обработка сталей высокой износостойкости типа X12, X12M и X12Ф1 заключается в закалке от высоких температур и низкотемпературном отпуске. В структуре стали после закалки кроме мартенсита присутствует некоторое количество нерастворенных карбидов и остаточного аустенита. При повышении температуры нагрева под закалку количество нерастворенных карбидов уменьшается, а содержание хрома в твердом растворе увеличивается. Однако, возрастает количество остаточного аустенита и увеличивается размер аустенитного зерна, что понижает твердость стали. Для сохранения высокой твердости при более высоких температурах аустенитизации сталь легируют молибденом, вольфрамом и ванадием, которые способствуют сохранению более мелкого зерна. Также они повышают температуру отпуска, при которой сохраняется высокая твердость. Хромистые стали при температуре отпуска 400 – 500°C имеют твердость на уровне 55 – 57 HRC. При дальнейшем повышении температуры отпуска начинаются процессы распада остаточного аустенита и коагуляции карбидов. Вторичная твердость для стали X12M достигается при более высокой температуре аустенитизации, при этом растет легированность аустенита за счет растворения избыточных карбидов. При высоком отпуске 490 – 530°C выделяются высокодисперсные карбиды и из остаточного аустенита при охлаждении образуется мартенсит. Зависимость твердости закаленной при 1025°C стали X12M от температуры отпуска представлена на рисунке 4.1, а для стали X12Ф1 на рисунке 4.2.

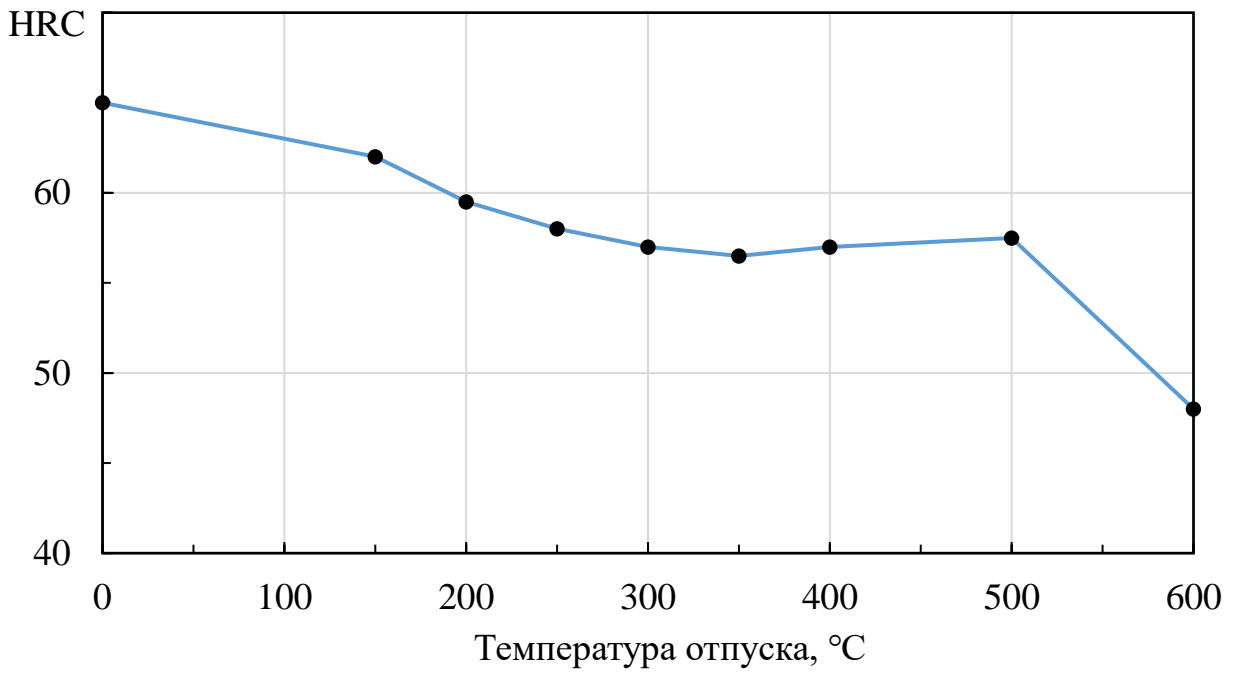


Рисунок 4.1 – Твердость стали X12M после закалки от 1025°C в зависимости от температуры отпуска

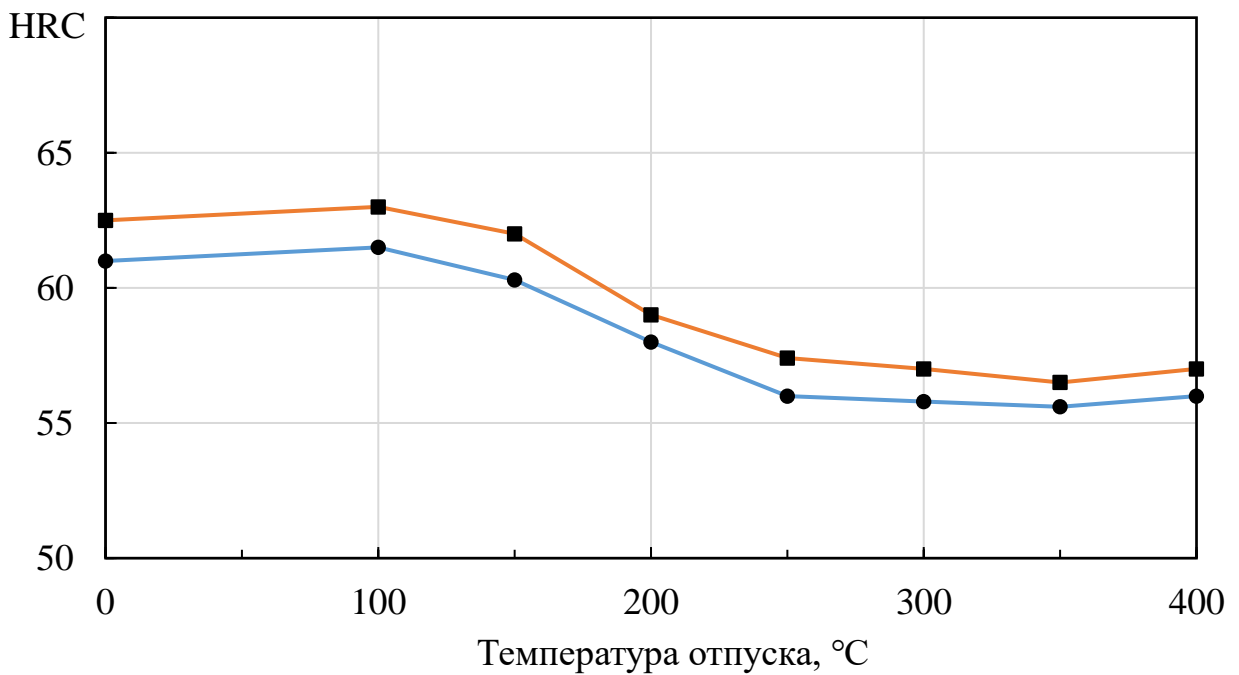


Рисунок 4.2 – Твердость стали X12Ф1 в зависимости от температуры отпуска после закалки:

- 1050°C
- 1025°C

Твердость и износостойкость сплава 200Х12МЛ описываются кривыми с максимумом. Это обусловлено увеличением содержания углерода в аустените по мере растворения в нем карбидов. Сначала твердость стали увеличивается за счет увеличения твердости мартенсита и малого количества остаточного аустенита. Но при температуре закалки, при которой температура конца мартенситного превращения опускается ниже комнатной, наблюдается увеличение количества остаточного аустенита в структуре после закалки. В результате наблюдается снижение твердости. Влияние температуры нагрева под закалку на твердость и износостойкость образцов из стали 200Х12МЛ представлены на рисунках 4.3 и 4.4. Максимумы твердости и износостойкости сплава 200Х12МЛ наблюдаются при одинаковой температуре нагрева под закалку 980°С. Однако, кривая зависимости износостойкости исследуемого сплава от твердости, представленная на рисунке 4.5, максимума не имеет. Значения износостойкости плавно возрастают с ростом твердости сплава.

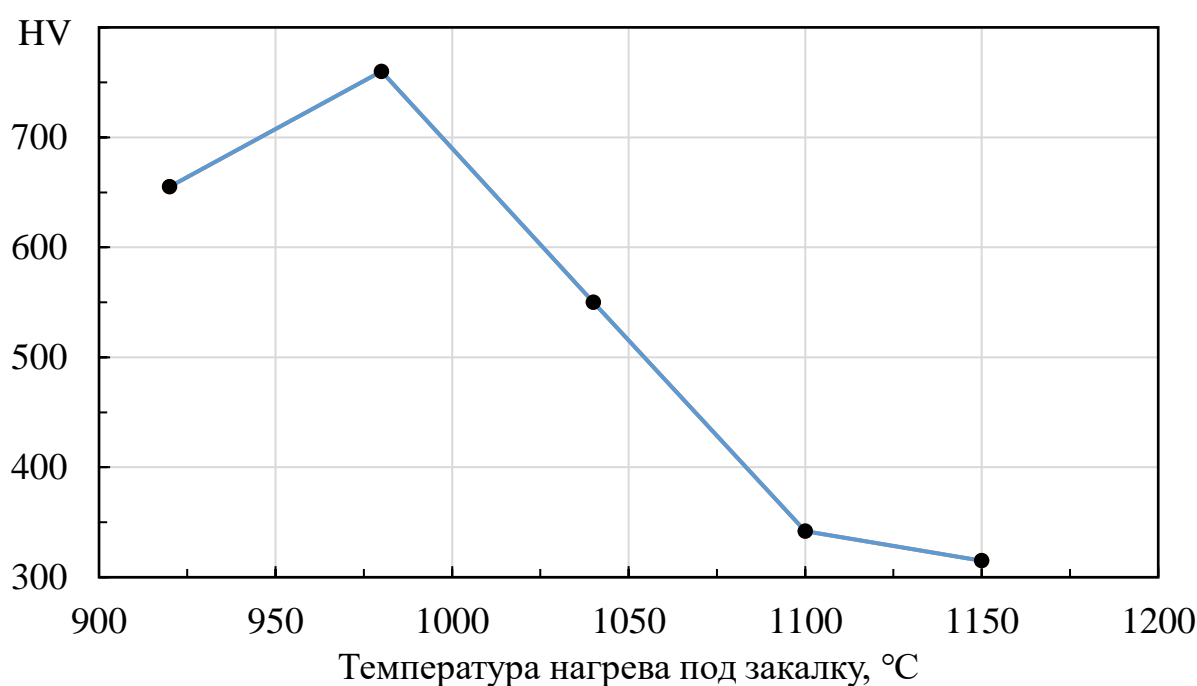


Рисунок 4.3 – Влияние температуры закалки на твердость сплава 200Х12МЛ

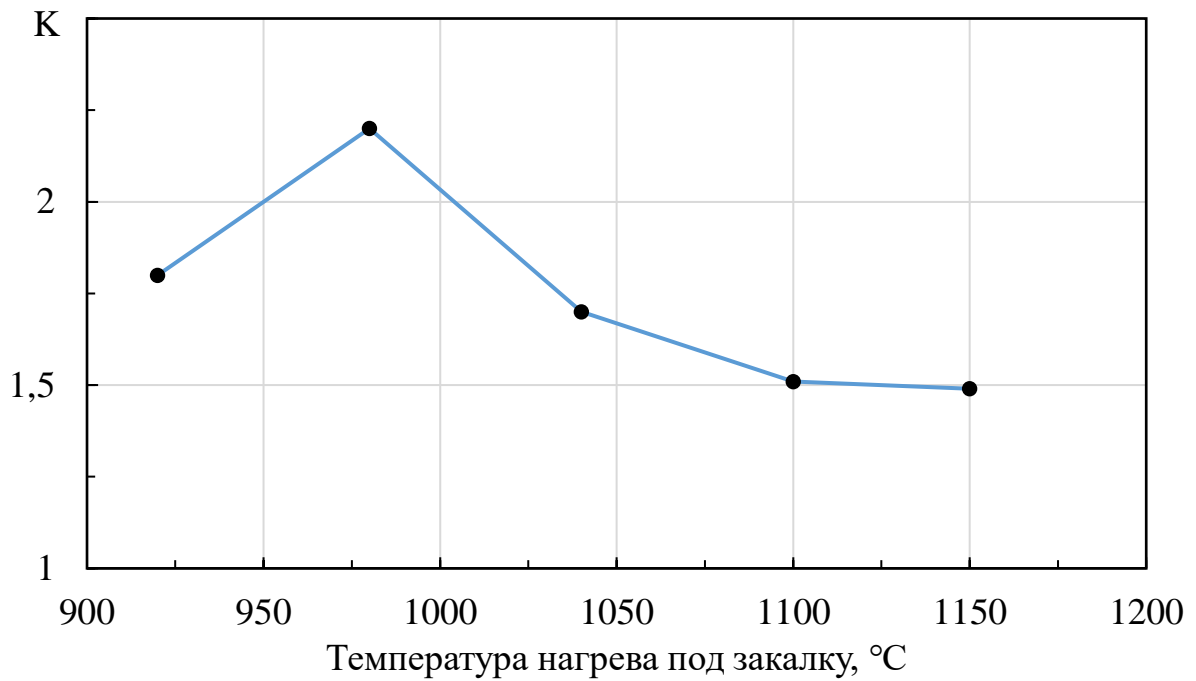


Рисунок 4.4 – Влияние температуры закалки на коэффициент износоустойчивости сплава 200X12M1

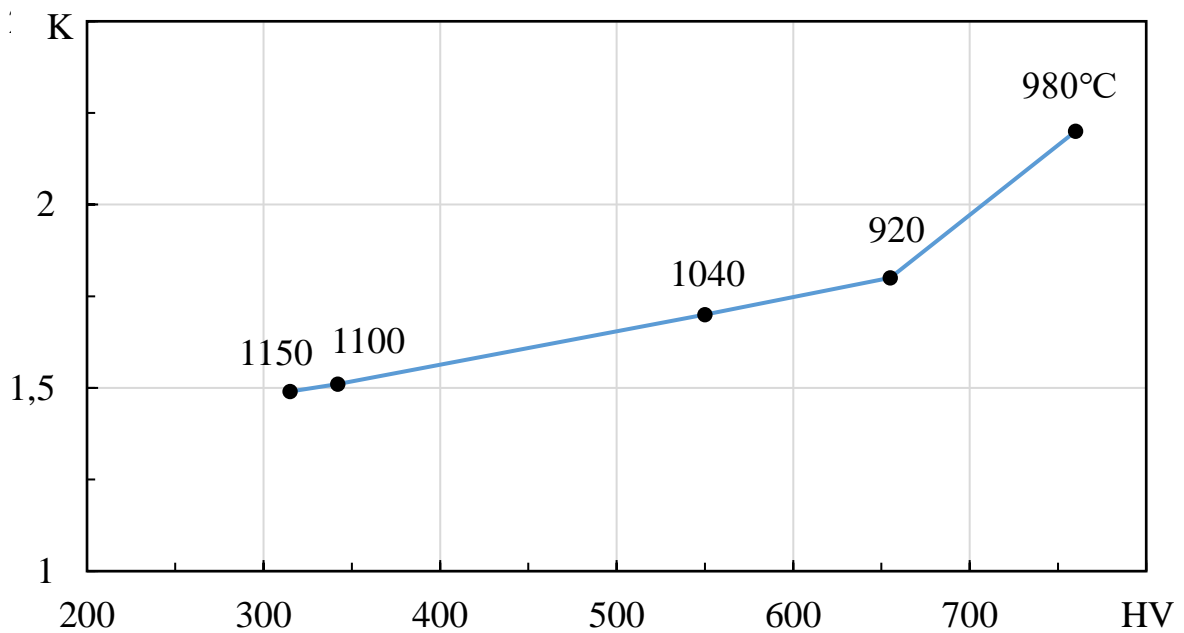


Рисунок 4.5 – Зависимость износоустойчивости сплава 200X12M1 от твердости после закалки от различных температур

Твердость сплавов с 14% Cr описывается кривой с максимумом. Твердость сплава 300X14Ф3 достигает максимального значения 68 HRC после закалки от температуры 950°C, а при закалке от температуры 1200°C принимает значение 50 HRC. Это связано с тем, что количество остаточного аустенита в структуре после закалки от 950°C минимально, а количество мартенсита велико. При температуре аустенитизации 950°C растворяются эвтектоидные карбиды и часть вторичных карбидов. Твердый раствор становится более легированным. Повышение температуры аустенитизации до 1050°C сопровождается большим растворением карбидной фазы, что приводит к снижению температуры начала мартенситного превращения M_s . В результате увеличивается количество остаточного аустенита и твердость сплава снижается.

В сплаве 250X14Ф3 наблюдается похожая картина, только максимальную твердость он имеет после закалки от температуры 1000°C. Зависимость твердости сплавов 250X14Ф3 и 300X14Ф3 от температуры закалки представлена на рисунке 4.6.

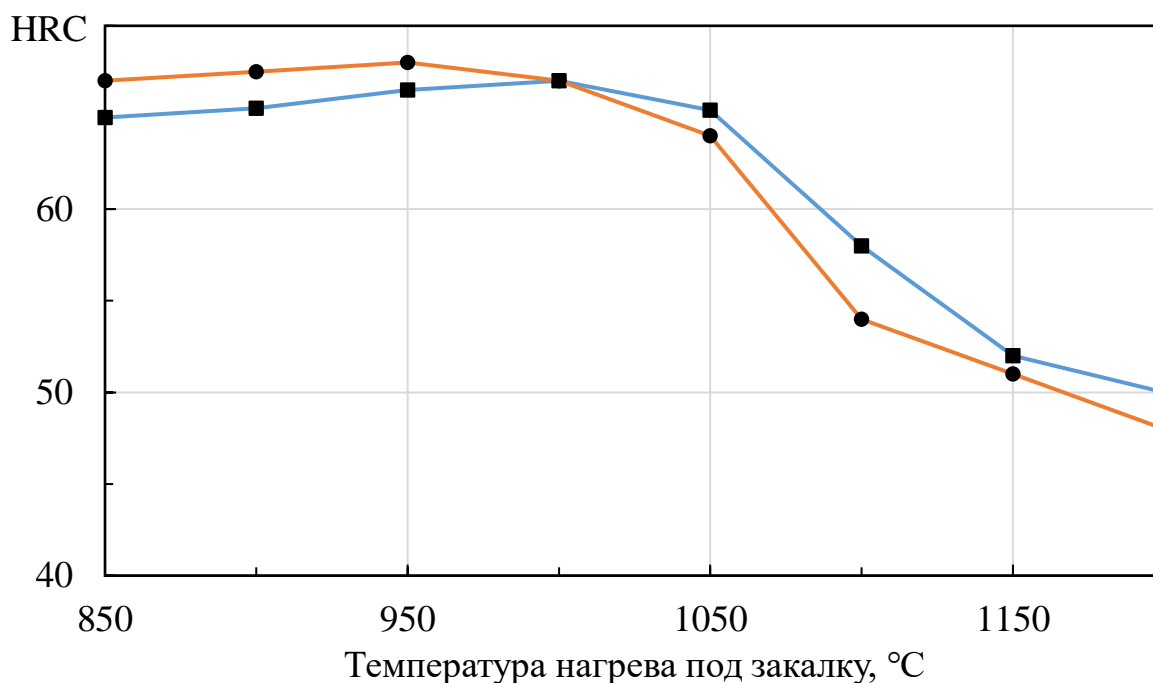


Рисунок 4.6 – Зависимость твердости хромованадиевых сплавов от температуры аустенитизации:

- 250X14Ф3
- 300X14Ф3

Таблица 4.1 – Максимальная твердость закаленных сплавов с 14% Cr

Марка сплава	Температура закалки, °C	Твердость, HRC
250X14Ф3	1000	67
300X14Ф3	950	68

Износостойкость сплавов, содержащих 14% хрома, с увеличением концентрации углерода увеличивается. Относительная износостойкость сплава 250X14Ф3 несколько ниже, чем сплава 300X14Ф3 в обоих рассмотренных условиях изнашивания (рисунок 4.7). Это можно объяснить увеличением количества карбидной фазы.

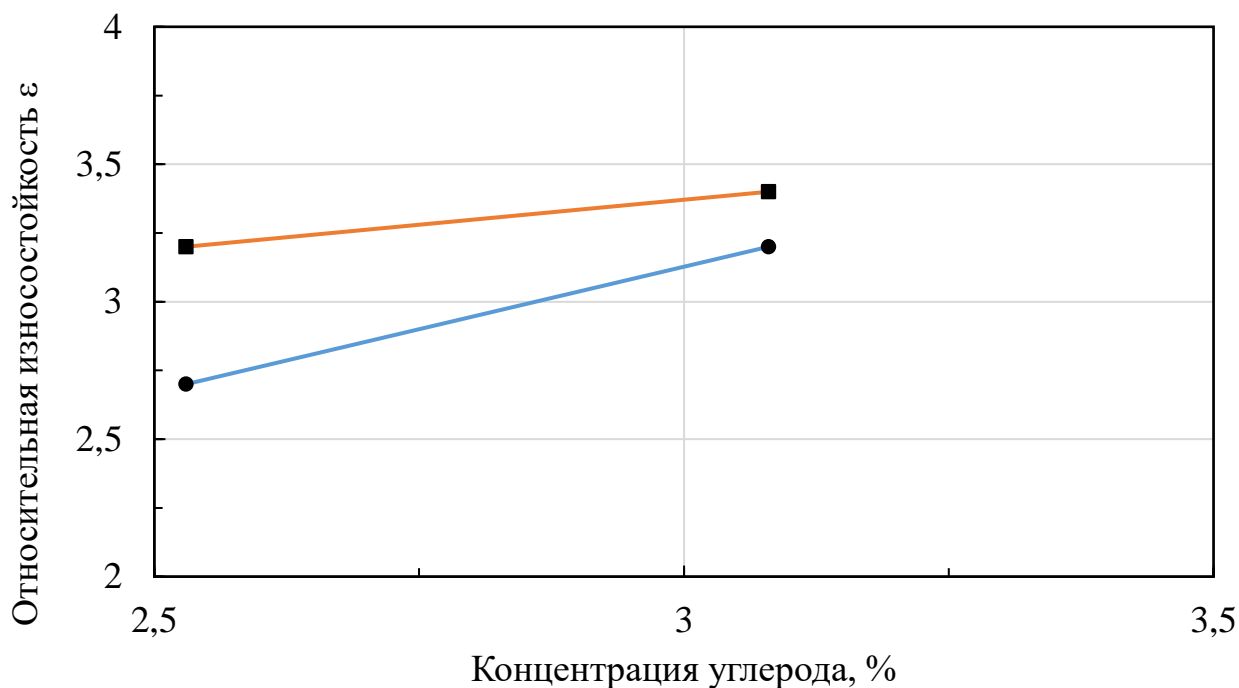


Рисунок 4.7 – Износостойкость хромованадиевых сплавов с 14% Cr в условиях изнашивания:

- — нежестко закрепленными
- — закрепленными абразивными частицами

В стали 90X18 с увеличением температуры нагрева под закалку, твердый раствор обогащается углеродом за счет растворения вторичных карбидов. В результате количество аустенита увеличивается, а твердость снижается. Это зависит от двух факторов: увеличение доли остаточного аустенита снижает твердость, а увеличение концентрации углерода в мартенсите повышает его микротвердость. При температурах закалки 950 – 1050°С преобладает первый фактор и твердость сплава падает с 53 до 38 HRC при температуре нагрева под закалку 1200°С.

Абразивная износостойкость сплава 90X18 с повышением температуры нагрева под закалку возрастает. Рост износостойкости обусловлен преобладанием в структуре метастабильного аустенита. Метастабильный аустенит облегчает образование мартенсита деформации, чем присутствие в структуре большого количества мартенсита охлаждения. В процессе изнашивания после закалки от высоких температур образуется мартенсит деформации с повышенной концентрацией углерода. Это способствует достижению максимального уровня упрочнения рабочей поверхности при воздействии на нее абразивных частиц, поэтому наибольшая износостойкость стали 90X18 достигается после закалки от 1200°С. Чем выше микротвердость структуры, формирующейся на поверхности, тем более тонкий объем участвует в создании рабочего слоя, тем с меньшего объема будет происходить отделение частиц износа и в результате износостойкость стали будет выше. На рисунке 4.8 показано уменьшение количества остаточного аустенита в структуре стали 90X18 за счет образования мартенсита деформации на рабочей поверхности при износе. Зависимость износостойкости сплава от температуры нагрева под закалку показана на рисунке 4.9.

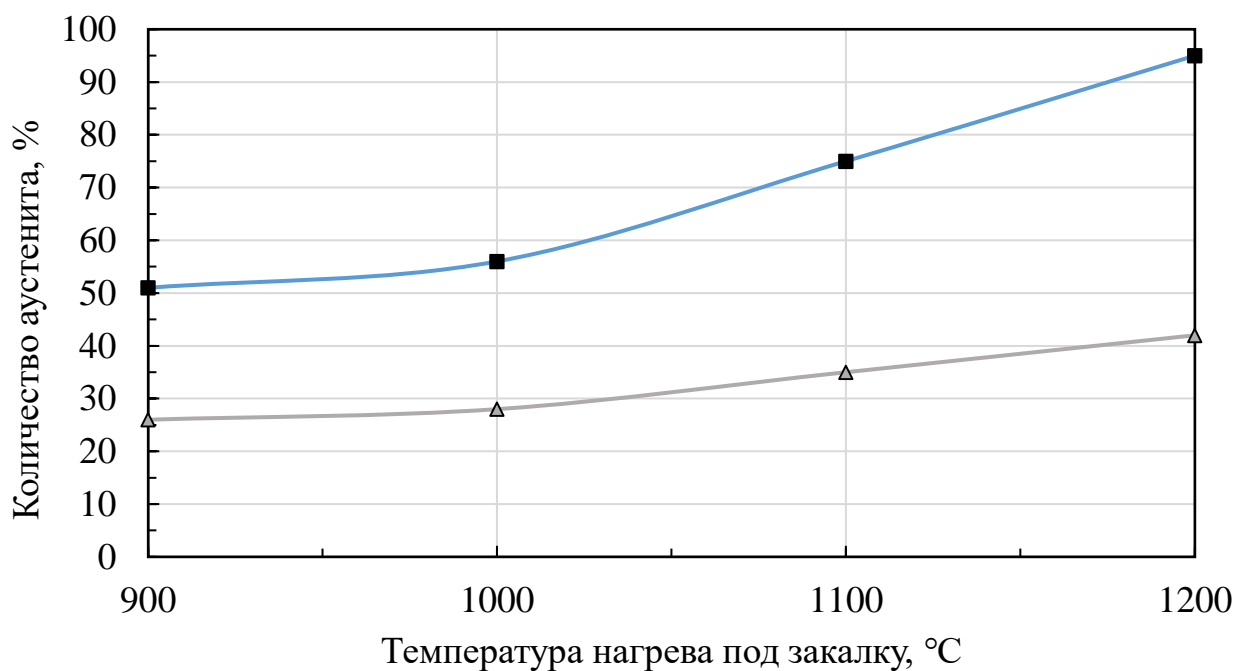


Рисунок 4.8 – Количество аустенита в стали 90X18 в зависимости от температуры закалки:

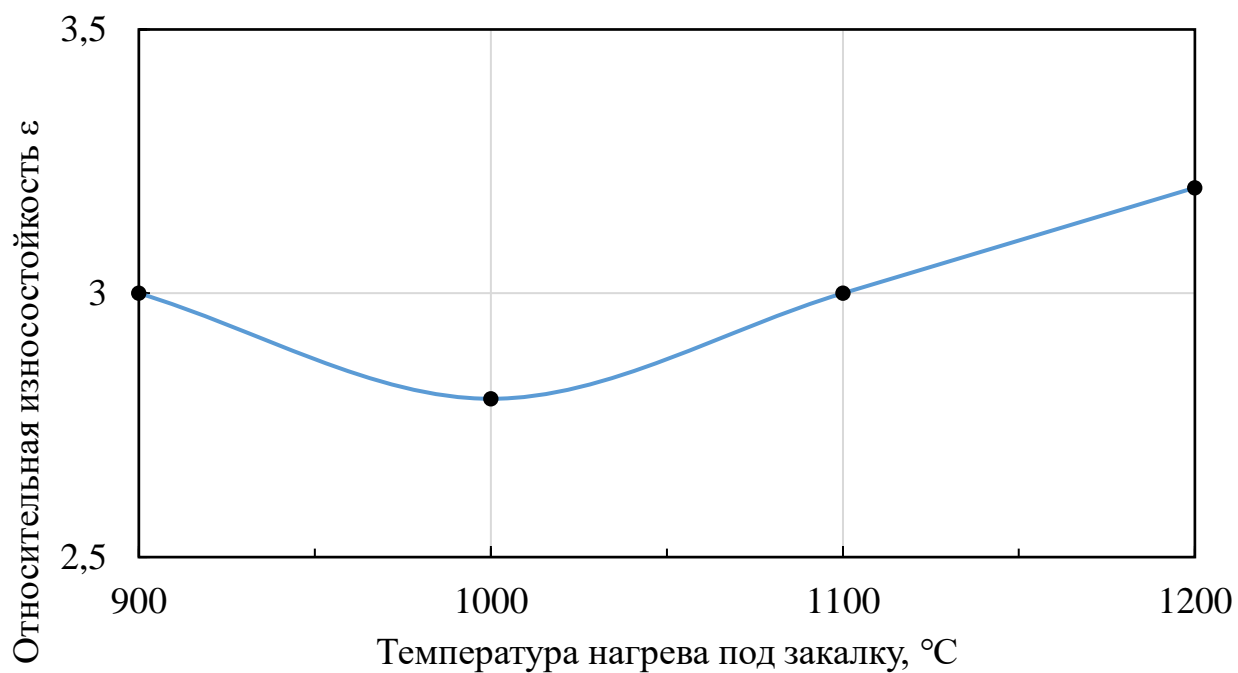
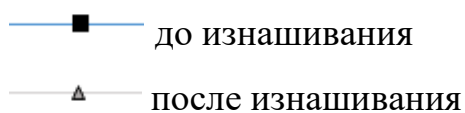


Рисунок 4.9 – Влияние температуры закалки на относительную абразивную износостойкость стали 90X18

ВЫВОДЫ

1. Проведено исследование изменения структуры и свойств высокопрочных износостойких сплавов в зависимости от химического состава и термической обработки.
2. Установлено, что для сталей с 12% Cr характерна экстремальная зависимость твердости от температуры нагрева под закалку.
3. Для высокохромистых чугунов с 14% Cr и 2,5 – 3,0% C выявлена закономерная связь твердости с их химическим составом и температурой аустенитизации. При повышении температуры аустенитизации от 850 до 1200°C твердость меняется по кривой с максимумом.
4. Износоустойчивость исследованных сплавов с повышением температуры нагрева под закалку меняется по кривой с максимумом. Максимум износостойкости соответствует максимальной твердости.
5. Показано, что при изготовлении инструментов и деталей, эксплуатирующихся в условиях изнашивания нежестко закрепленными и закрепленными абразивными частицами, могут применять высокохромистые сплавы с мартенситной основой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Марукович Е. И., Карпенко М. И. Износостойкие сплавы. – М.: Машиностроение, 2005. – 428 с.
2. Костецкий Б. И. Структура и поверхностная прочность материалов при трении // Проблемы прочности, 1981. – №3. – с. 88 – 90.
3. Крагельский И. В. Трение и износ. Изд. 2-е перераб. и доп. М.: Машиностроение. 1968. – 480 с.
4. Костецкий Б. И. Износостойкость материалов – М: Машиностроение, 1980. – 52 с.
5. Костецкий Б. И., Носовский И. Г. Износостойкость и антифрикционность деталей машин, 1965. – 207 с.
6. Арзамасов Б. Н., Сидорин И. И., Косолапов Г. Ф. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. - М.: Машиностроение. 1986. - 384 с.
7. Виноградов В. Н., Сорокин Г. М., Износостойкость сталей и сплавов: Учебное пособие для вузов. – М.: Нефть и газ, 1994. – 417 с.
8. Хрущов М. М., Бабичев М. А. Абразивное изнашивание. – М.: Наука, 1970. – 252 с.
9. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов. М.: Машиностроение. 1972.
10. Абразивная износостойкость литых металлов и сплавов / Колокольцев В. М., Мулявко Н. М., Вдовин К. Н., Синицкий Е. В./ Под ред. Колокольцева В.М. – Магнитогорск: МГТУ, 2004. – 228 с.
11. Бобро Ю. Г. Легированные чугуны. – М.: Metallurgy, 1976. – 288 с.
12. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. – М.: Metallurgy, 1983. – 256 с.
13. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Metallurgy, 1970. – 415 с.
14. ГОСТ 23.208-79 Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания

материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы.

15. ГОСТ 5950-2000 Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали.

16. Веницкий А.Г. и др. Влияние структуры на износостойкость штампов из стали X12M // Материаловедение и термическая обработка металлов, 1972, №2, с. 74-76.

17. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 255 с.