

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Национальный исследовательский Томский
политехнический университет»



На правах рукописи

УТЬЕВ ОЛЕГ МИХАЙЛОВИЧ

**РАЗРАБОТКА ЛИТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СПЛАВОВ С
ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ВАНАДИЯ И УГЛЕРОДА ДЛЯ
ГРАНУЛЯЦИИ ПОЛИМЕРОВ**

Специальность 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов»

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
кандидат технических наук, доцент
Ю.П. Егоров

Томск–2018

ОГЛАВЛЕНИЕ

| | |
|--|-----------|
| ВВЕДЕНИЕ..... | 5 |
| 1 ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ПЕРВИЧНОЙ ГРАНУЛЯЦИИ ПОЛИМЕРОВ. МАТЕРИАЛЫ И УСЛОВИЯ РАБОТЫ (ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР)..... | 11 |
| 1.1 Методы первичной грануляции полимеров и условия работы гранулирующего инструмента | 12 |
| 1.2 Причины выхода из строя и способы повышения надежности инструмента первичной грануляции полимеров..... | 18 |
| 1.3 Влияние структуры и химического состава сплавов на механические свойства режущего инструмента..... | 25 |
| 1.3.1 Влияние содержания углерода на свойства литых инструментальных сталей | 27 |
| 1.3.2 Влияние содержания вольфрама на свойства литых инструментальных сталей | 31 |
| 1.3.3 Влияние содержания молибдена на свойства литых инструментальных сталей | 31 |
| 1.3.4 Влияние содержания хрома на свойства литых инструментальных сталей | 32 |
| 1.3.5 Влияние карбидной фазы на свойства литых инструментальных сталей | 36 |
| 1.3.6 Влияние содержания ванадия на свойства литых инструментальных сталей | 40 |
| 1.4 Выводы и постановка задач исследования | 55 |
| 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ | 58 |
| 2.1 Методы получения сплавов | 62 |
| 2.2 Методы исследования опытных литых образцов..... | 64 |
| 2.2.1 Структурные исследования | 64 |
| 2.2.2 Методы определения механических свойств | 66 |

3 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА, ВАНАДИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ СТАЛИ У10..... 69

| | |
|---|-----|
| 3.1 Исследование структуры и твердости углеродистых сплавов с различным содержанием ванадия в литом состоянии | 69 |
| 3.2. Исследование структуры и твердости литых отожженных сплавов на основе отходов стали У10 с различным содержанием ванадия | 79 |
| 3.3 Влияние температуры закалки и отпуска на структуру и свойства сплавов на основе отходов стали У10 | 83 |
| 3.3.1 Структура закаленных сплавов на основе отходов стали У10 после закалки с различных температур | 85 |
| 3.3.2 Влияние температуры нагрева под закалку на твердость сплавов на основе отходов стали У10 | 88 |
| 3.3.3 Изучение влияния температуры нагрева под закалку сплавов на основе отходов стали У10 на процессы, происходящие при отпуске..... | 89 |
| 3.4 Влияние ванадия и углерода на ударную вязкость сплавов на основе отходов стали У10..... | 95 |
| 3.5 Влияние ванадия и углерода на износостойкость сплавов на основе отходов стали У10..... | 101 |
| 3.7 Выводы..... | 105 |

4 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА И ВАНАДИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ВТОРИЧНОЙ ВЫПЛАВКИ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ СТАЛИ Х6ВФ..... 106

| | |
|--|-----|
| 4.1 Микроструктурный анализ сплавов в литом состоянии | 106 |
| 4.2 Исследование структуры и твердости сплавов в отожженном состоянии | 109 |
| 4.3 Влияние температуры закалки и отпуска на твердость и структуру сплавов | 113 |

| | |
|--|------------|
| 4.3.1 Влияние температуры нагрева под закалку на структуру и твердость сплавов, дополнительно легированных ванадием и углеродом | 115 |
| 4.3.2 Влияние температуры отпуска на твердость сплавов, дополнительно легированных ванадием и углеродом | 121 |
| 4.4 Исследование изменения фазового состава после закалки | 126 |
| 4.5 Влияние ванадия и углерода на ударную вязкость сплавов на основе отходов стали Х6ВФ | 134 |
| 4.6 Влияние ванадия и углерода на износостойкость сплавов | 138 |
| 4.8 Выводы..... | 141 |
| 5 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА РЕЖУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ СТАЛИ Х6ВФ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ВАНАДИЯ И УГЛЕРОДА..... | 143 |
| 5.1 Выбор метода получения литых заготовок ножей для различных грануляторов | 143 |
| 5.2 Технологические особенности процесса изготовления режущих элементов для грануляции пластических масс | 149 |
| 5.3 Промышленные испытания ножей при гранулировании пластических масс на грануляторах различных модификаций | 151 |
| 5.4 Экономические расчеты применения инструмента, изготовленного по литейной технологии модификаций | 153 |
| 5.5 Выводы..... | 156 |
| СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ..... | 161 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ А..... | 173 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ Б..... | 175 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ В..... | 176 |

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы

В современной промышленности все большую роль в качестве конструкционных материалов играют полимеры. Технология их изготовления предусматривает операцию грануляции, которая производится в экструдерах. Процесс грануляции осуществляется непрерывно в течение длительного времени (до 2000 часов и более). При этом остановка экструдера для замены изношенных гранулирующих ножей резко уменьшает (на 100...300 тонн за одну замену) производительность процесса грануляции, так как включает притирку новых ножей в течение 8...20 часов.

В настоящее время гранулирующие ножи экструдеров изготавливают из порошковой карбидостали или из твердых сплавов. Первый случай характеризуется высокой стоимостью ножей вследствие сложности технологии изготовления карбидостали методом порошковой металлургии и высокими трудозатратами при её механической обработке. При этом ножи из карбидостали в России не изготавливаются. Во втором случае твердый сплав приводит к повышенному износу дорогостоящих фильер, а технология изготовления ножей трудоемкая и затратная.

Применение стандартных инструментальных сталей не дает необходимой стойкости инструмента. Поэтому в настоящее время актуальна задача создания дешевого и конкурентоспособного инструментального материала для изготовления гранулирующих ножей.

Важнейшей характеристикой качества режущего инструмента является его износостойкость. Принципиальное отличие в работе гранулирующего инструмента от металлорежущего заключается в том, что при обработке металлов износ идет по передней поверхности, а при грануляции по задней. Поэтому, в металлорежущем инструменте, стремятся получить дисперсную и ультрадисперсную структуру из высокотвердых карбидов с низкой карбидной неоднородностью и высокой ударной вязкостью. Для

гранулирующего инструмента, наоборот, имеется возможность повышения износостойкости за счет увеличения размеров и объемной доли карбидной фазы в виде отдельных карбидов, карбидной сетки и эвтектики с карбидной фазой.

Для сложных композициях пластмасс применение известных инструментальных материалов не всегда приводит к желаемым результатам. Очень часто стали и сплавы, с успехом применяемые при обработке металлов, показывают низкую стойкость при производстве и обработке пластмасс с наполнителями.

В этом случае инструментальная промышленность идет по пути создания специальных сталей и сплавов. Примеров подобного подхода множество и можно привести в качестве такого материала сплав типа «Ferrotik» или «ELMAX» импортного производства. Эти сплавы получены методом порошковой технологии, в их структуру входят твердые карбиды титана, вольфрама и ванадия. Технология получения таких сплавов и последующая механическая обработка существенно удорожает стоимость гранулирующего инструмента.

В то же время производство режущих инструментов по литейной технологии позволяет изготавливать инструменты с меньшими затратами, используя отходы инструментального производства. Это несомненный плюс литейной технологии, кроме того в процессе плавки можно вводить в состав сплава элементы, обеспечивающие требуемые эксплуатационные свойства.

Таким образом, разработка литых сплавов, обеспечивающих изготовление гранулирующего инструмента по ресурсосберегающей и импортозамещающей технологии, является актуальной задачей.

Степень разработанности темы исследования. В настоящее время для гранулирующих ножей, как правило, применяются импортные порошковые карбидостали. Подобные материалы разработаны в ИФПМ СО РАН Овчаренко В.Е. Кроме того для обработки неметаллических материалов стало актуально применять литые инструментальные сплавы. Такими

работами занимаются ученые из Словакии A.S. Chaus, M Dománková, а в России - В.К. Афанасьев, М.В. Чибряков, А.Н. Емелюшин. Большинство созданных материалов представляют собой белый чугун, который невозможно обработать лезвийным инструментом.

Цель работы: разработка и исследование состава и свойств литых сплавов на основе отходов инструментальных сталей У10 и Х6ВФ с высоким содержанием углерода (1...3%) и ванадия (0...11%) для изготовления режущих ножей при грануляции полимеров.

Задачи:

1. Исследовать влияние содержания углерода (от 1...3 %) и ванадия (от 0...11 %) на структуру и фазовый состав литых инструментальных сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ.
2. Установить закономерности влияния углерода, ванадия и режимов термической обработки на свойства: твердость, ударную вязкость и износостойкость сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ.
3. Разработать составы литых сплавов и режимы термической обработки для производства ножей, используемых при грануляции полимеров.
4. Провести производственное апробирование гранулирующих ножей из литых инструментальных сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ.

Научная новизна:

1. Установлено распределение ванадия в структурных составляющих литых сплавов на основе отходов стали У10. В карбидах МС содержится ($80 \pm 2\%$) ванадия, а в твердом растворе $2 \pm 0,5\%$.
2. Определено изменение объемной доли, размеров и строения карбидной фазы для сплавов с содержанием ванадия от 2 до 11 % и углерода от 1 до 3%:
 - для сплавов на основе У10 объемная доля карбидной фазы изменяется от 2 до 24 %, а средний размер карбидов от 2 до 6 мкм;

- для сплавов на основе Х6ВФ объемная доля карбидной фазы изменяется от 5 до 30 %, а средний размер карбидов от 2 до 7 мкм.
3. Установлено, что максимальная ударная вязкость для сплавов с содержанием ванадия от 2 до 11 % и углерода от 1 до 3% наблюдается:
- для сплавов на основе У10 при 4-6% ванадия и 1,8-2,2% углерода;
 - для сплавов на основе Х6ВФ при 5-7% ванадия и 1,8-2,2% углерода.
4. Определено изменение износостойкости для сплавов с содержанием ванадия от 2 до 11 % и углерода от 1 до 3%:
- для сплавов на основе У10 износостойкость повышается в два раза;
 - для сплавов на основе Х6ВФ износостойкость повышается в шесть раз.

Практическая ценность:

1. Предложены сплавы для гранулирующих ножей, работающих с зазором – 140Х6Ф5, ножей, работающих с прижимом (с высокими контактными нагрузками) – 260Х6ВФ9 и сплав 300Х6ВФ11 для восстановления активной части фильер (патент РФ № 2297307 от 10.01.2006).
2. Разработаны режимы термической обработки, обеспечивающие высокие износо- и теплостойкость литых сплавов для гранулирующего инструмента:
 - режим 1 (грануляция без прижима) - закалка на первичную твердость с 900°C и последующий отпуск 250-300°C;
 - режим 2 (грануляция с прижимом) - закалка на вторичную твердость с 1050°C и отпуск 550-600°C.
3. Изготовлены режущие инструменты типовой и оригинальной конструкции для грануляции полипропилена и полиэтилена методами литейной технологии и подвергнуты производственным испытаниям.
4. Результаты диссертационной работы используются в учебном процессе, в курсах «Материаловедение и технология металлов».

Личный вклад автора состоит в получении результатов, изложенных в диссертации, системном анализе и отборе необходимых литературных данных в рамках заявляемой темы, подготовке образцов для исследований и промышленных испытаний, обобщении и анализе полученных результатов, формировании выводов и положений, написании статей по теме научной работы.

Методология и методы исследования: экспериментальные сплавы отливались на индукционной установке ИСТ-0,16 с кислым тиглем, вес отливки 15 кг. В качестве шихты использовались отходы инструментальных сталей У10, Х6ВФ и ферросплавы. Контроль температуры осуществлялся инфракрасным оптическим пирометром Termopoint 902MSC «Agema». Химический состав исследуемых сплавов определялся оптико-эмиссионным спектрометром PMI-MASTER Sort. Металлографические исследования сплавов проводились с использованием средств оптической (*МИМ-8М* и «Axio Observer») и сканирующей электронной («*Camebax-Microbeam*») микроскопии. Рентгеноструктурный фазовый анализ осуществлялся на дифрактометре ДРОН-2,0. Испытания на трение скольжения велись на машине трения 2168 УМТ-1 по схеме «палец-диск». Для расчета объемной доли карбидов применялась программа «Система КОИ» с увеличением 800 крат.

Положения, выносимые на защиту

1. Микроструктурное обоснование закономерности влияния ванадия и углерода на формирование структуры сплавов и их свойства. В сплавах на основе отходов У10 при легировании ванадием наблюдается рост среднего размера карбидной фазы в 3 раза, а объемной доли карбидов в 14 раз. Так же отмечено дробление карбидной сетки, что приводит к повышению механических характеристик.

2. Режимы термической обработки, при которой инструментальные сплавы на основе отходов Х6ВФ обеспечивают повышение износостойкости в 1,5...6 раз по сравнению с литой сталью Х6ВФ за счет увеличения

объемной доли карбидной фазы и создания в зоне трения слоя с низким коэффициентом трения.

Режим 1: закалка на первичную твердость с 900 °С и последующий отпуск 250-300 °С.

Режим 2: закалка на вторичную твердость с 1050 °С и отпуск 550-600 °С.

3. Обоснование выбора инструментального сплава 180Х6ВФ5 для технологии литья в оболочковые формы для изготовления гранулирующих ножей экструдеров с малой производительностью до 1,5 т/час и сплава 260Х6ВФ9 для технологии литья по выплавляемым моделям для гранулирующих ножей высокой производительности более 3 т/час.

Соответствие диссертации паспорту специальности

Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует паспорту специальности 05.16.01 – металловедение и термическая обработка металлов и сплавов по пунктам: 1. Изучение взаимосвязи химического и фазового составов (характеризуемых различными типами диаграмм), в том числе диаграммами состояния с физическими, механическими, химическими и другими свойствами сплавов; 2. Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях; 3. Теоретические и экспериментальные исследования влияния структуры (типа, количества и характера распределения дефектов кристаллического строения) на физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства металлов и сплавов; 8. Исследование работоспособности металлов и сплавов в различных условиях, выбор и рекомендация наиболее экономичных и надежных металлических материалов для конкретных технических назначений с целью сокращения металлоемкости, увеличения ресурса работы, повышения уровня заданных физических и химических характеристик деталей машин, механизмов, приборов и конструкций;

Достоверность результатов и выводов обеспечивается корректностью постановки решаемых задач, применением комплекса современных методов исследования, большим объемом экспериментальных данных, повторяемостью основных выявленных закономерностей.

Основные результаты работы представлены на следующих международных и всероссийских конференциях и семинарах: 3-я Всероссийская научно-практическая конференция (Бийск 2003); «The collection of reports of 15th International Metallurgical and Material Conference «METAL 2005» (Ostrava, 2005); IV Международная научно-техническая конференция «Современные техника и технологии» (Томск. 2008); XII научно-практическая конференция «Химия – XXI век: Новые технологии, новые продукты» (Кемерово 2009); X Всероссийская школа-семинар с международным участием «Новые материалы. Создание, структура, свойства-2010» (Томск 2010); Всероссийская научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии» (Москва 2010); Международная научно-практическая конференция «Техническая наука в мире: от теории к практике» ИЦРОН (Ростов-на-Дону 2014).

Публикации

По материалам диссертации опубликовано 18 печатных работ, в том числе 5 в журналах, рекомендованных ВАК для опубликования результатов кандидатских диссертаций, 1 – в иностранных журналах, индексируемых в базе данных Scopus и Web of Science, 1 патент РФ.

Объем и структура работы

Текст диссертации состоит из введения, пяти разделов, общих выводов, списка литературы, включающего 117 наименований, трех приложений. Всего 176 страниц, в том числе 79 рисунков, 5 формул и 16 таблиц.

1 ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ПЕРВИЧНОЙ ГРАНУЛЯЦИИ ПОЛИМЕРОВ. МАТЕРИАЛЫ И УСЛОВИЯ РАБОТЫ (ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР)

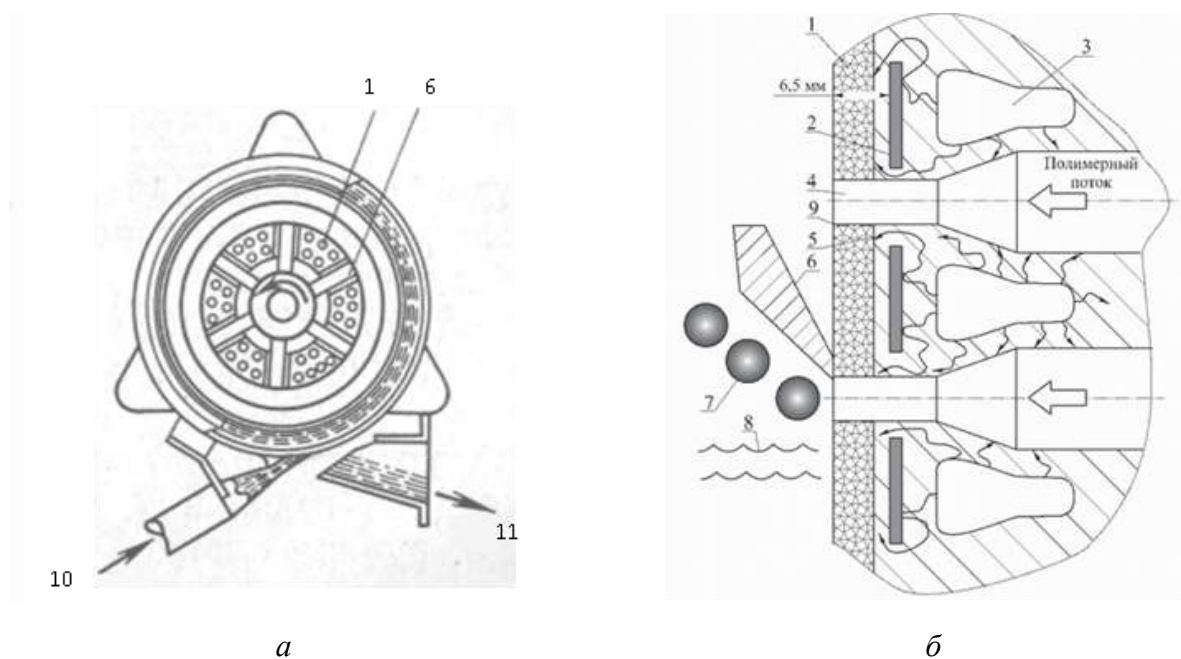
Развитие мировой экономики все в большей мере зависит от уровня развития производства и применения полимерных материалов, выпуск которых в нашей стране за последние годы вырос в десятки раз. Это объясняется их высокими физико-механическими, химическими, антифрикционными и теплоизоляционными свойствами, способностью поглощать вибрации и шумы. Указанные свойства полимеров изменяются в широких пределах и зависят от вида и марки наполнителя, связующего, процентного содержания компонентов и других факторов. В то же время полимеры имеют низкую теплостойкость, ползучесть, анизотропию свойств и подвергаются старению под действием температуры, света и влаги. Эти особенности во многом определяют технологию производства и переработки полимерных материалов [10, 22, 23, 27, 50, 72, 90].

Переработка полимеров включает в себя три основные группы процессов: подготовительные, формующие и вспомогательные. К подготовительным процессам относятся приготовление композиций, гранулирование и сушка. К формующим – все основные процессы переработки, с помощью которых осуществляется изготовление пластмассовых изделий: экструзия, каландрование, литье под давлением, прессование, выдувное формование, напыление и др. К вспомогательным процессам относятся процессы механической обработки, доделки отформованных изделий, окрашивание, металлизация, сварка, склеивание и другие процессы [72].

1.1 Методы первичной грануляции полимеров и условия работы гранулирующего инструмента

В процессе грануляции полимерных материалов происходит интенсивный износ пары трения «нож-фильера». При эксплуатации

грануляторов возможны два режима работы ножей: 1) грануляция; 2) притирка. В первом случае происходит получение гранул (рисунок 1.1) [22]. Второй случай имеет место при замене изношенных ножей на новые, что требует дальнейшей притирки новых ножей к поверхности фильеры. При этом время притирки зависит от износостойкости материала и точности изготовления ножей. Так, например, время притирки ножей из порошковой карбидостали марки «*Ferrotik*» производства фирмы Sandvik Coromant (Швеция) составляет от 8...15 до 24 часов. В этом случае износ ножей носит в основном абразивно-окислительный характер и сопровождается нагревом режущей части ножа в месте его контакта с фильерой. Поэтому материалы, применяемые для изготовления ножей и фильеры, должны обладать не только высокой износостойкостью, но и хорошей теплостойкостью [2, 39, 42, 49, 50, 74, 76].



а – общий вид; *б* – мозаичная фильера (1 – поверхность фильеры; 2 – внутренний теплоизоляционный слой; 3 – нагревательные каналы; 4 – формообразующие отверстия; 5 – тепловые потоки; 6 – гранулирующий нож; 7 – гранулы; 8 – водяное кольцо; 9 – режущая кромка формообразующего отверстия; 10 – транспортирующая вода; 11 – транспортирующая вода с гранулами)

Рисунок 1.1 – Схемы установки для водокольцевой грануляции полимеров

В настоящее время при производстве термопластичных полимерных материалов применяют горячую и холодную грануляцию. Наибольшее распространение получила горячая грануляция. В этом случае гомогенизированный расплав из экструдера проходит через пакет фильтрующих сеток и выдавливается через формующие отверстия фильеры в камеру, где вращается режущая головка, оснащенная ножами [22, 72].

Фильера гранулятора представляет собой диск с формующими отверстиями диаметром 2...4 мм (см. рисунок 1.1). Число отверстий в зависимости от производительности экструдера может быть в количестве 20...2000 штук. Внутреннюю поверхность фильеры, обращенную навстречу потоку расплава, часто выполняют в виде сот из-за того, что на входе в каждое отверстие имеется конический участок. Входной диаметр участка выбирается таким образом, чтобы пересекающиеся стенки конусов образовали на входе в фильеру правильные шестигранники. Благодаря такому расположению и форме отверстий полностью исключается возможность возникновения в головке зон застоя [72].

Для уменьшения износа рабочей поверхности фильеры грануляторов изготавливают из материалов высокой твердости ($HRC > 60$). Наружная часть фильерных решеток, контактирующая с режущим инструментом, имеет различную конструкцию в аппаратах разных производителей. Широко распространены наплавленные, мозаичные и втулочные фильеры, где в качестве рабочей поверхности используется быстрорежущая сталь или твердый сплав [36].

Ножевая головка предназначена для крепления и вращения режущих ножей, число которых может быть от 2 до 24. Форму ножей и угол их установки относительно решетки выбирают в зависимости от марки перерабатываемого полимера.

Ножи изготавливают из износостойких сталей, твердостью на 2–10 единиц HRC меньше твердости фильеры [42, 49, 72, 74, 76] (рисунок 1.2).

Различают следующие методы грануляции:



Рисунок 1.2 – Ножи для первичной грануляции термопластичных масс фирмы «Werner» (Германия)

а) грануляция с воздушным охлаждением гранул – применяется для переработки материалов с малой склонностью к слипанию (пластифицированный и жесткий поливинилхлорид, полиэтилен и др.). Сущность метода заключается в том, что расплав полимера выдавливается из фильеры в виде прутков, где рубится на гранулы эксцентрично расположенными ножами. Затем гранулы подхватываются потоком воздуха и выносятся к холодильнику. Для предотвращения отверждения полимера фильера обогревается водяным паром, маслом или электронагревателями. Этот метод применяется при переработке ПВХ на экструдере Е-126 в ОАО «НХЗ», г. Новосибирск и на экструдере фирмы «Большевик» в ОАО «Химпром», г. Кемерово. В таблице 1.1 представлены фирмы-изготовители, химический состав гранулирующих ножей и перерабатываемый продукт.

Фильеры при грануляции с воздушным охлаждением часто изготавливают из азотированной стали. Поверхности отверстий фильеры при необходимости могут подвергаться дополнительному никелированию. Ножи изготавливают из закаленной стали и в процессе эксплуатации они могут быть переточены до 20 раз. При этом срок службы ножей, например, при переработке ПВХ, составляет 1–4 месяцев. В случае необходимости фильера может быть заново отшлифована [22, 72].

б) грануляция с охлаждением гранул в водяном кольце (водокольцевая грануляция) – применяется при производстве практически всех термопластов

с вязкостью расплава от 100 Па·с (полиэтилена, полипропилена и их сополимеров, полистирола), а также для высоконаполненных полимеров (см. рисунок 1.1, а). Этот метод применяется при переработке полипропилена на экструдере Р-116, Р-117 на ГНПЗ г. Гурьев.

Таблица 1.1 – Изготовители, химический состав гранулирующих ножей и перерабатываемый продукт

| Машина, фирма- изготовитель | Химический состав, % | | | | | | | | | HRC | Продукт переработ ки |
|---------------------------------------|----------------------|------|------|-----|-----------|------|-----|-----|----|------|----------------------------|
| | C | Mn | Mo | Ni | Cr | Ti | V | W | Co | | |
| «Berstorff», Англия | 1,6 | ≤0,5 | 0,3 | -- | 12 | -- | 0,1 | -- | -- | 58 | Полиэти- лен |
| «Farel Bridge», Англия | 1,3 | 0,7 | 0,3 | | ≤12 | -- | -- | 0,5 | -- | 59±1 | Полиэти- лен |
| «Напомсна», Япония | 0,95 | ≤1,0 | ≤0,8 | 0,6 | 15- 18 | -- | -- | -- | -- | 58±2 | Полипро- пилен |
| «Werner und Pfleider», Германия | 5,65 | 0,09 | 3,27 | 10 | 0,3 | 13,1 | 2,7 | -- | 14 | 60±1 | Полипро- пилен |
| | сплав «Ferrotik» | | | | | | | | | | |
| «Trusioma», Германия | 0,8 | 0,45 | 3 | -- | 4,4 | -- | 1,7 | 7,5 | 3 | 66±1 | Полиэти- лен |

В процессе водокольцевой грануляции расплав полимера из экструдера через гранулирующую головку поступает к фильере, которая, во избежание отверждения полимера, обогревается водяным паром, маслом или электронагревателями. Выходящие из фильеры прутки рубятся вращающимися ножами. Вода подается по касательной в кожух гранулятора и, подхватывая гранулы, транспортирует их в кожухе по водяному спиральному кольцу к выходному штуцеру.

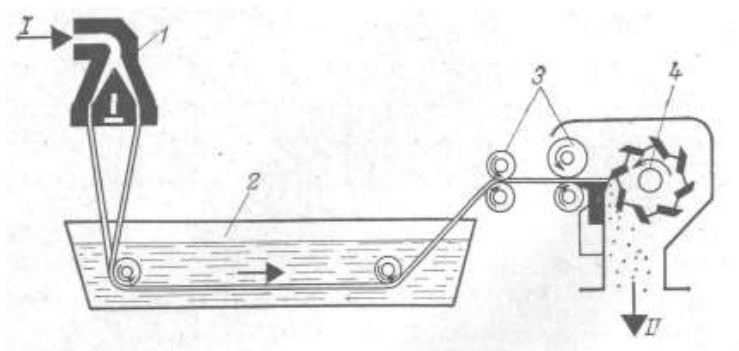
Фильеры при водокольцевой грануляции, как правило, изготавливают из азотированной стали, а ножи – из быстрорежущей стали. При получении наполненных гранул фильеру из азотированной стали покрывают карбидом вольфрама. Ориентировочный срок службы фильеры составляет несколько лет, тогда как ножей – 2 месяца [22, 72].

в) подводная грануляция применяется главным образом при производстве термопластов, которые при резании могут налипать на фильеру и ножи (прозрачный пластифицированный полистирол, сополимеры полипропилена и полиэтилена). Этот способ обладает высокой производительностью и применяется на большинстве предприятий Российской Федерации, в том числе и на ООО «Томскнефтехим», ОАО «Нижекамск нефтехим», ООО «Тобольск нефтехим», ООО «Ставролен».

При подводной грануляции широко используются наплавленные, мозаичные и втулочные фильеры, у которых рабочая поверхность выполнена из износостойких материалов.

Срок службы фильеры и ножей зависит от типа перерабатываемого материала и числа пусковых процессов. Так, например, при переработке полиэтилена срок службы фильеры с покрытием из твердого сплава составляет 12...36 месяцев, ножей из быстрорежущей стали – 2...8 недель, из твердого сплава – 2...12 месяцев. Перетачиваются ножи не более двух раз [22,52, 72].

г) стренговая грануляция (рисунок 1.3) – наиболее старая, малопроизводительная, не требует больших капитальных затрат, обладает простотой конструктивного исполнения (применяется при производстве поликарбоната, полистирола, полиэтилена, полиэтилентерефталата, полиамидов и др.) [22, 72].



I – литьевая головка; 2 – охлаждающая ванна; 3 – направляющие и тянущие валки;
4 – гранулятор; *I* – расплав; *II* – гранулы

Рисунок 1.3 – Установка для стренговой грануляции

Работает установка следующим образом: расплав полимера через литьевую головку поступает в охлаждающую ванну. Далее охлажденные прутки с помощью направляющих и тянущих роликов подаются в гранулятор, где происходит измельчение отвержденного полимера. Гранулятор состоит из цилиндрической фрезы с винтовой нарезкой и радиально регулируемых неподвижных ножей. Фреза изготавливается из инструментальной стали, лезвия неподвижных ножей – из твердого сплава, быстрорежущей стали, инструментальной стали или керамики.

Особые требования к качеству изготовления фильеры и ее коррозионной стойкости предъявляются при производстве химических волокон.

Отклонения размеров и формы отверстий фильеры не должны превышать $\pm 0,003$ мм. При этом материал фильеры при производстве гидратцеллюлозных, ацетатных, белковых, полиамидных, полиэфирных, полиуретановых, полиакрилонитрильных, поливинилхлоридных, поливинилспиртовых, полиолефиновых, фторсодержащих и других синтетических волокон должен обладать высокой стойкостью к щелочам и кислотам. В зависимости от материала получаемого волокна фильеры изготавливают из сплавов платины и иридия, платины и золота, тантала, керамики, стекла, кислотостойкой стали типа Х18Н11Б и др. [1, 77].

1.2 Причины выхода из строя и способы повышения надежности инструмента первичной грануляции полимеров

Износ фильеры и режущего инструмента при грануляции полимеров представляет собой сложный комплекс явлений, характер которых зависит от свойств расплава полимера, особенностей химических или электрохимических процессов, протекающих на границе раздела «полимер-металл», абразивного действия находящихся в расплаве твердых частиц наполнителей, термических напряжений, контактного трения пары «нож-фильера» и т. д.

При грануляции полимеров износ инструмента происходит, в основном, по задним поверхностям. Это объясняется тем, что задние углы ножей благодаря притирке равны нулю и поэтому в процессе резания имеет место непрерывное трение задней поверхности ножа по поверхности материала фильеры. Это, в свою очередь, приводит к повышению температуры резания, что способствует изнашиванию этих поверхностей [27, 34-36, 66, 71, 90, 91].

Следует отметить, что при механической обработке полимеров, вследствие низкой теплопроводности последних, основная часть выделившегося тепла концентрируется на поверхности контакта режущего инструмента и полимера. В этом случае необходимо выбирать режим и скорость резания с учетом того, что температура не должна превышать температуру теплостойкости обрабатываемого материала [27, 34, 35, 90, 91].

При грануляции полимеров наблюдаются следующие виды износа ножей:

- 1) адгезионно-усталостный – проявляется при скольжении одной поверхности по другой, что приводит к срезанию и возникновению адгезионных связей. Непрерывные схватывание и срез в отдельных точках контакта приводят к тому, что частицы металла вырываются с поверхности контакта. Обычно значительно больше это происходит со стороны мягкого металла при его скольжении по более твердому металлу. Однако имеет место и некоторый перенос частиц более твердого металла на более мягкий;
- 2) абразивный – происходит в результате того, что твердые включения наполнителей полимеров, внедряясь в контактные поверхности инструмента, царапают их, действуя как микроскопические резцы. Наиболее сильно абразивный износ появляется в том случае, когда твердость режущей части инструмента в процессе резания падает, а срезаемый материал упрочняется;
- 3) электроэрозионный – встречается при резании термопластов

инструментальными сталями. В этом случае на контактирующих поверхностях тел образуется молекулярный конденсатор, который в момент нарушения контакта приводит к электрическому разряду и, как следствие, к микроэрозионному изнашиванию задней поверхности резца и рабочей поверхности фильеры;

- 4) химико-абразивный – появляется в результате многократного повторяющегося царапания поверхностных пленок инструментального материала, ослабленных действием химически активной среды (техническая вода);
- 5) диффузионный – при высоких скоростях скольжения в зоне контакта имеют место высокая температура, интенсивная адгезия, большие пластические деформации и высокие давления, которые способствуют взаимному диффузионному растворению компонентов материалов фильеры и ножа [27, 29, 76, 84];
- 6) кавитационный – это разрушение поверхности металла под действием ударов газовых пузырьков, образующихся в обтекающем изделие высокоскоростном потоке жидкости при перепадах давления.

Критериями износа инструментов при грануляции полимеров являются нарушение точности размера гранул, появление сколов на режущих кромках ножей и др. [22].

С целью увеличения стойкости инструмента для грануляции полимеров часто используют двухслойные ножи, где один из слоев выполнен из инструментальной стали и расположен на передней поверхности и на части задней поверхности, а слой твердого сплава расположен под ним на задней поверхности. Однако практика показывает, что биметаллические режущие элементы не отличаются удовлетворительной стабильностью физико-механических свойств, имеют низкий уровень технологичности и обладают невысокой стойкостью [27, 72, 90].

Иногда стойкость инструмента повышают за счет того, что один из

слоев, образующий переднюю и частично заднюю поверхности, выполнен из инструментальной стали, а второй – из высокоизносостойкого материала. При этом слой из инструментальной стали выполнен за одно целое с корпусом ножа, образуя опорную и демпфирующую стенки [56].

Для повышения технологичности и стойкости инструмента для грануляции полимеров в работе [54] предлагается использовать инструмент, режущая часть которого снабжена двумя износостойкими элементами, расположенными на задней поверхности режущей части и под углом к режущей кромке. В качестве материалов износостойких элементов используются сплавы, обладающие свойствами твердых смазок, т. е. материалы, способные образовывать на поверхности трения пары «нож-фильера» противозадирные пленки на основе оксидов некоторых металлов, например, меди или железа. Корпус и режущая часть ножа выполняются в виде цельной конструкции. Режущая часть может быть связана с корпусом посредством механического крепления. Скорость износа инструмента согласно работе [54] составляет менее 1 мкм/ч, обеспечивая ресурс работы ножей до 3000...5000 ч.

В работе [55] предлагается конструкция режущего элемента для грануляции пластмасс, в котором режущая часть выполнена в виде слоистого износостойкого элемента, один из слоев которого выполнен из инструментальной стали, а второй – из твердого сплава. Режущая часть со стороны корпуса снабжена опорной подложкой в виде дополнительного слоя, выполненного из стали или сплава с большей пластичностью, чем пластичность материалов слоев, выполненных из твердого сплава и инструментальной стали. Кроме того, один из дополнительных слоев выполнен из материала, обладающего свойствами твердых смазок. В качестве материалов для изготовления дополнительных слоев, выполняющих функцию опорной подложки, могут быть использованы стали 45, 35ХН, 30ХГСА, 20ГС, 20ГНФ, Х18Н10 и др.

Для изготовления и восстановления с одновременным упрочнением

ножей гранулятора полимеров находит применение способ электронно-лучевой наплавки инструментальной стали или износостойкого материала [59, 108, 114]. Суть данного способа заключается в том, что на поверхности наплавляемого изделия создают зону расплава электронным лучом. Одновременно с наплавляемым порошковым материалом в направлении перемещения изделия подают наплавочный материал в виде проволоки или ленты в зону прохождения электронного луча с плотностью энергии, достаточной для плавления материала. При этом наплавочный материал может быть выполнен из металла или сплава, соответствующего материалу наплавляемого изделия.

Критерием износа фильерной решетки является размерный износ, т. е. уменьшение ее толщины ниже нормативной и появление на активной части, контактирующей с режущим инструментом, дефектов в виде сколов, раковин и трещин.

Размерный износ характерен для наплавленной или многослойной активной части фильеры, так как она имеет высокую износостойкость, но уступает по этому показателю твердым сплавам. Поэтому после нескольких плановых перешлифовок наплавленный слой с фильерной решетки полностью удаляется [8].

В работах [28, 46] с целью увеличения срока службы и снижения трудоемкости изготовления фильер предлагается технология композиционной наплавки их износостойкими сплавами типа «ВК–МНМц 20-20», «ТК–МНМц 20-20», «релит–МНМц 20-20» методом термической пропитки. В качестве материала матрицы авторами используется дисперсионно твердеющий сплав на основе Cu, Ni и Mn – марганцевый мельхиор МНМц 20-20. Прочность на разрыв композиционного сплава ВК8–МНМц 20-20 составляет $\sigma_b = 78$ МПа, на срез $\tau_{ср} = 387–399$ МПа. Это в среднем в 10 раз больше прочности крепления твердосплавных элементов из сплава ВК8 к поверхности фильеры серебряным припоем ПСР-45.

Фильерные решетки, где в качестве рабочей части используются твердосплавные элементы, имеют малый размерный износ, но имеют ряд недостатков, приводящих к выходу фильер из строя. Так, например, часто встречается дефект отслаивания отдельных элементов мозаики под действием температурных напряжений, возникающих в процессе работы. Другой характерный дефект твердосплавного мозаичного покрытия заключается в кавитационном износе поверхности фильеры на линии стыков отдельных элементов мозаичного поля. Дальнейшее развитие кавитационного разрушения приводит к выкрашиванию кромок формирующих каналов [8, 57].

Широкое распространение получили втулочные фильеры. Они состоят из стального корпуса и соединенной с ним рабочей частью фильеры, оснащенной формирующими или формирующими и калибрующими каналами, выполненными из твердого сплава. В процессе эксплуатации наблюдается неравномерное изнашивание рабочей поверхности такой фильеры и режущих кромок ножей за счет различия в твердости втулок ($HRC\ 70\text{--}75$) и матрицы ($HRC\ 25\text{--}34$). Это приводит к разрушению места спая, выкрашиванию твердосплавных втулок и ножей, а также к заклиниванию пары трения [8, 27, 72, 90].

Для повышения надежности и долговечности втулочных фильер в работе [58] предлагается конструкция фильеры, состоящая из стального корпуса с формирующими и калибрующими каналами. При этом калибрующие каналы выполнены в твердосплавных втулках, а рабочая поверхность фильеры выполнена из композиционного материала. В случае использования многослойного режущего инструмента или фильер гранулятора полимеров не менее важным является надежное соединение износостойких материалов с их основанием.

Для соединения твердого сплава со сталью часто применяют диффузионную сварку. Для этого соединяемые детали помещают в камеру, в которой создают вакуум или восстановительную газовую атмосферу. Затем

нагревают зону соединения, сжимают детали и выдерживают под нагрузкой до 5–15 минут. Благодаря взаимной диффузии достигается прочное неразъемное соединение деталей. Ввиду большого различия теплофизических свойств твердых сплавов и сталей, их диффузионную сварку осуществляют с применением промежуточной прослойки из никеля, пермаллоя или материала связки твердого сплава толщиной до 0,1 мм. При диффузионной сварке в зоне контакта твердого сплава и стали возникают напряжения первого рода. Это приводит к интенсивному короблению длинномерных твердосплавных пластин, что ограничивает их применение [8].

Соединение твердого сплава со сталью или двух разнородных стальных материалов часто осуществляют серебряным припоем. Для этого между соединяемыми элементами помещают припой, нагревают зону соединения до температуры плавления припоя 910–930 °С в течение 3–10 минут. В результате адгезии припоя к поверхности соединяемых деталей происходит их соединение. К недостаткам данного метода относится высокая стоимость серебряного припоя и низкая надежность паяного соединения [8, 51]. Например, в работе [53] показано, что ресурс работы многослойных ножей, элементы которого соединены серебряным припоем, составляет всего 400 часов.

При соединении режущей пластины из безвольфрамового твердого сплава с металлической связкой со стальным корпусом инструмента в [53] предлагается использовать расплавляемую металлическую прослойку, основа которой идентична основе металлической связки твердого сплава. Температура нагрева составляет 95–100 % от наименьшей температуры образования жидкофазной прослойки в зонах контакта карбидных зерен твердого сплава с металлической связкой. При этом отмечается, что рабочий ресурс режущего инструмента гранулятора пластмасс составляет 1000 часов.

Надежность и работоспособность многослойных фильер или режущего инструмента определяются, главным образом, составом, строением и

свойствами переходной зоны композиции. Разработанная и описанная в работе [88] модель формирования литых биметаллических композиций «сталь инструментальная – сталь конструкционная» характеризуется более высокой прочностью и долговечностью, чем паянные или наплавленные аналоги. Реализация данного процесса может быть осуществлена в двух вариантах:

- 1) расплавление образовавшейся на поверхности вставки корочки до начала объемной кристаллизации отливки, формирование переходной зоны при прямом контакте расплава и вставки за счет оплавления поверхностных слоев;
- 2) сохранение корочки на поверхности вставки до начала объемной кристаллизации расплава, формирование переходной зоны за счет промежуточного легкоплавкого слоя или вставки из легкоплавкого материала.

1.3 Влияние структуры и химического состава сплавов на механические свойства режущего инструмента

В настоящее время подавляющее большинство режущего инструмента изготавливается из деформированных инструментальных сталей. Однако, несмотря на более высокое качество катаного или кованого металла, изготовление режущего инструмента с привлечением литейной технологии позволяет более рационально применять дорогостоящие инструментальные стали за счет многократного использования инструментального скрапа и прямой утилизации отходов при переплаве. Имеет место и прямая экономия инструментального материала, обусловленная уменьшением массы литых заготовок, которые более точно копируют инструмент по сравнению с прокатом. В результате сокращения объема механической обработки снижаются энергоемкость и трудоемкость изготовления инструмента. В целом себестоимость литого инструмента на 30–50 % ниже себестоимости аналогичного инструмента из деформированных стандартных

инструментальных сталей, что в условиях рыночных отношений приобретает важное значение [4-11, 17, 32, 33, 37-40, 61, 63, 68, 73, 76, 82, 86, 94, 105].

В последнее время в инструментальной промышленности широко внедряются материалы на базе порошковой металлургии. К их основным достоинствам можно отнести: возможность изготовления деталей из тугоплавких металлов и соединений, значительную экономию металла при изготовлении за счет получения изделий высокой точности, простоту технологии порошковой металлургии. Однако порошковые материалы нередко обладают более низкой прочностью, износостойкостью и режущей способностью. Среди них наиболее перспективными являются материалы, изготовленные из ультрадисперсных порошков, но высокая стоимость и недостаточная изученность свойств ограничивает их применение [16, 28, 37].

На кафедре «Металловедение и технология металлов» Томского политехнического института под руководством профессора А.Н. Добровидова были выполнены и внедрены в производство работы, которые посвящены разработке новых составов режущих сплавов, отработке технологий литейного производства [21].

В работах [31,48] показано, что стойкость режущего инструмента наиболее высока в том случае, когда в быстрорежущую сталь помимо Cr, W, Mo вводится сильный карбидообразующий элемент ванадий. В работах [95, 99, 100, 107, 109] исследовались литые стали различного состава и также большое внимание уделено ванадию. Столь пристальное внимание к этому элементу вызвано высокой эффективностью влияния на режущие свойства, прочность и пластичность литой стали, а также невысокой стоимостью этого элемента. Во всех экспериментах содержание ванадия в сталях было выше, а иногда и значительно выше, чем в кованных сталях. Наиболее удачные комбинации хрома, вольфрама (молибдена) и ванадия, их пропорциональные соотношения в литой стали, обеспечивают высокие технологические и эксплуатационные свойства.

В работах [25, 101] изучено влияние бора на свойства литой

инструментальной стали. Было показано, что легирование сплавов бором в весьма малых количествах позволяет, не снижая основных характеристик стали, уменьшить содержание основных легирующих элементов (вольфрама и молибдена).

Проведенные работы по легированию ниобием быстрорежущих сталей [98, 109] и их модифицированию редкоземельными элементами [95] позволили установить значительное влияние указанных материалов на процесс кристаллизации, структуру и свойства инструментальных сталей. Однако следует отметить, что стоимость всех этих элементов высока, технология ведения плавки сложна, что и ограничивает их широкое использование при производстве инструмента.

Таким образом, по режущей способности и износостойкости литые стали часто превосходят деформированные стали и твердые сплавы за счет использования твердых и прочных карбидов, выбора оптимального химического состава и способов их упрочнения. Поэтому с технологической и экономической точки зрения использование литейной технологии при разработке новых материалов является весьма актуальным [4-11, 16, 17, 32-40, 61, 63, 68, 73, 76, 79, 82, 85, 86, 89, 94, 105].

1.3.1 Влияние содержания углерода на свойства литых инструментальных сталей

Углеродистые инструментальные стали У7 – У10 находят применение при изготовлении режущего инструмента для переработки пластмасс. К положительным качествам этих сталей можно отнести невысокую стоимость, низкую твердость в отожженном состоянии и высокую твердость (58–62 HRC) после закалки и низкого отпуска, малое содержание остаточного аустенита (5–8 %), низкие затраты при нагреве под закалку, возможность получения высокой твердости поверхностных слоев и вязкой сердцевины вследствие неполной прокаливаемости по всему сечению.

Главными недостатками углеродистых инструментальных сталей

являются низкие показатели теплостойкости (200–250°C) и прокаливаемости, трудность получения при закалке высокой ($HRC > 62$), а главное, однородной твердости в инструментах небольших сечений – толщиной или диаметром менее 1 мм. В последнее время для увеличения производительности процесса резания применяют быстрорежущие и хромистые инструментальные стали, обладающие большой износостойкостью и теплостойкостью [3, 28, 41].

В быстрорежущих сталях увеличение содержания углерода приводит к возрастанию красностойкости [11, 17, 32, 63, 64]. Однако в кованных быстрорежущих сталях увеличение содержания углерода (в сравнении с обычно принятым для сталей P6, P9 и P18 содержанием 0,7–0,9 % C) невозможно, так как это резко ухудшает ковкость стали. В литых быстрорежущих сталях эти ограничения в значительной степени отпадают [63].

Литые быстрорежущие стали с повышенным содержанием углерода (до 1,0–1,1 %) более технологичны: они обладают высокой жидкотекучестью и хорошо заполняют форму. Однако в условиях ударных нагрузок инструмент имеет низкий запас прочности. Поэтому для увеличения вязкости следует снижать содержание углерода до 0,7–0,8 %, несмотря на то, что общее содержание карбидной фазы уменьшается.

Повышение содержания углерода в литом инструменте выше 1,1 % требует повышения содержания легирующих добавок. Например, при содержании 1,15–1,25 % C в стали должно быть не менее 2,0–3,0 % V.

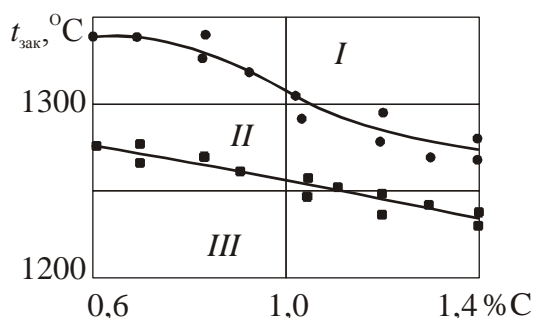
Авторы работы [63] исследовали свойства литого инструмента из быстрорежущей стали P18, в которой изменяли содержание углерода в пределах 0,83...1,44%. Для этого образцы подвергали закалке с различных температур и с различным временем выдержки. Установлено, что твердость высокоуглеродистых быстрорежущих сталей после закалки значительно ниже твердости сталей с меньшим содержанием углерода, что объясняется большим количеством остаточного аустенита. В этой же работе структуру сталей по характеру карбидной фазы после закалки делили на три основные

группы:

- 1) вторичный ледебурит, а также аустенит и троостомартенсит;
- 2) округлые карбидные выделения на фоне аустенита;
- 3) первичный ледебурит, образовавшийся во время отливки, а также мартенсит и аустенит.

Температурный интервал нагрева стали для получения структур той или иной группы представлен на рисунке 1.4. [63]. Из рисунка следует, что по мере увеличения содержания углерода интервалы существования карбидов трех групп сдвигаются в область более низких температур.

Стали с частично коагулированными карбидами наиболее эффективны при резании с ударами, так как они обладают более высокой вязкостью. Литые стали, имеющие в структуре ледебуритную эвтектику, обладают наибольшей износостойкостью.



I – область вторичного ледебурита; *II* – область частично коагулированных карбидов;
III – область первичного ледебурита

Рисунок 1.4 – Изменение структуры литой быстрорежущей стали Р18 в зависимости от содержания углерода и температуры закалки (выдержка 5 с на 1 мм сечения)

Также было установлено, что у сталей, содержащих более 1,2 % углерода, стойкость инструмента из-за повышенной хрупкости резко снижается. Для исключения этого недостатка рекомендуется увеличивать содержание легирующих элементов, в частности, ванадия [63].

По данным И.С. Кватера, повышение содержания углерода снижает температуру мартенситного превращения. Например, увеличение содержания

углерода на 0,1 % снижает температуру мартенситного превращения на 15° [33].

П.С. Першин (Уралмашзавод) рекомендует использовать для литого инструмента сталь Р18 с повышенным до 0,75–0,85 % содержанием углерода [61].

Однако следует отметить, что чрезмерное повышение содержания углерода приводит к значительному повышению красностойкости и хрупкости стали. Последнее отрицательно влияет на качество инструмента. Поэтому при работе в безударных условиях П.С. Першин рекомендует повышать содержание углерода до 0,9–1 %.

П.Е. Решетень, изучая влияние углерода на свойства быстрорежущих сталей, установил, что их твердость и теплостойкость возрастают при увеличении содержания углерода до определенного предела. При этом прочность вольфрамовых сталей значительно снижается, а вольфраммолибденовых – практически постоянна [64].

Ванадий смещает значение максимальной твердости в область более высоких концентраций углерода. Например, максимальная твердость после закалки достигается при следующем содержании углерода в сталях: Р12 – 0,9; Р18 – 1,0; Р6М3 – 1,05; Р6М5 – 1,15; Р12Ф3 – 1,25 % С [64]. Автор указывает на целесообразность увеличения содержания углерода в вольфраммолибденовых сталях, особенно при использовании их вместо высокованадиевых сталей повышенной производительности.

И.Т. Тихонов, изучая режущие свойства литых быстрорежущих сталей с молибденом, также подтвердил целесообразность использования сталей с повышенным содержанием углерода (1,15–1,25 %) для инструмента, работающего в относительно легких условиях [73].

Т.А. Лебедев рекомендует для производства литого инструмента мелких и средних размеров сталь с содержанием углерода 0,65–0,75 % при содержании хрома, ванадия и вольфрама, соответствующем стали Р9 [63].

1.3.2 Влияние содержания вольфрама на свойства литых инструментальных сталей

Вольфрам и, в меньшей степени, молибден и хром являются основными легирующими элементами в современных инструментальных сталях. Вольфрам повышает устойчивость мартенсита против распада, способствует дисперсионному твердению и тем самым повышает общую твердость стали. Повышение содержания вольфрама за счет образования карбидов способствует задержке роста зерен при нагреве для закалки [63].

В исследованиях, проведенных И.С. Кватером [33], показано, что в литых быстрорежущих сталях вольфрам значительно повышает температуру мартенситного превращения, увеличивает твердость и уменьшает количество остаточного аустенита.

И. Дошкарж и О. Каштанек изучали литые быстрорежущие стали различного состава с целью оценки влияния содержания вольфрама на величину зерна, вязкость и режущую способность [97]. Ими было установлено, что с увеличением содержания вольфрама вязкость стали повышается, особенно при содержании вольфрама в пределах 10...14 %. Дальнейшее увеличение содержания вольфрама слабо влияет на рост вязкости. Режущая способность стали с увеличением содержания вольфрама возрастает.

1.3.3 Влияние содержания молибдена на свойства литых инструментальных сталей

Ю.А. Геллер установил, что молибденовые инструментальные стали, в отличие от вольфрамовых, имеют более равномерное распределение карбидов и большую дисперсность [13, 15]. Отмечается большая, по сравнению с вольфрамом, растворимость молибдена в аустените. Недостатком молибденовых быстрорежущих сталей является их значительное обезуглероживание при термической обработке.

Обстоятельные работы по исследованию кованых быстрорежущих

сталей с молибденом выполнены А.П. Гуляевым и К.П. Осиповым [20]. Ими были разработаны и рекомендованы к использованию рациональные составы кованных быстрорежущих сталей.

Серьезным недостатком молибденовых быстрорежущих сталей является узкий интервал нагрева под закалку. Поэтому при изготовлении литых режущих инструментов без термической обработки (или только с отпуском) этот недостаток исключается.

В Томском политехническом институте И.Т. Тихоновым были выполнены испытания режущих инструментов из литых молибденовых сталей. Инструменты после отливки подвергались трехкратному отпуску. Было установлено, что стойкость инструментов, изготовленных из литой стали состава 1,23 % С, 2,04 % W, 4,61 % Cr, 2,18 % V, 4,03 % Мо на 56 % больше стойкости кованных сталей. При этом прочность литых быстрорежущих сталей оказалась достаточной для того, чтобы обеспечить высокие режущие свойства при фрезеровании в тяжелых условиях [73].

1.3.4 Влияние содержания хрома на свойства литых инструментальных сталей

Большое распространение наряду с быстрорежущими сталями при изготовлении гранулирующих ножей получили хромистые инструментальные стали марок X12, X12Ф, X12ВМ, X6ВФ и др.

Физические и технические свойства сплавов Fe–Cr–C обуславливаются двумя важными свойствами хрома: ограниченность γ -области и большая склонность к образованию специальных карбидов. На рисунке 1.5 представлена диаграмма состояния железо–хром из которой следует, что γ -область замыкается при 12 % Cr и 1000 °С, а предел $\alpha + \gamma$ -области - при 13 % Cr и 1000 °С. В соответствии с этим повышается точка Кюри α -фазы при увеличении содержания Cr примерно до 5 %, а затем она начинает снижаться. Растворимость хрома в α -железе неограниченна. Образование упорядоченного твердого раствора, называемого σ -фазой (FeCr), способствует резкому повышению хрупкости сплава [18, 41].

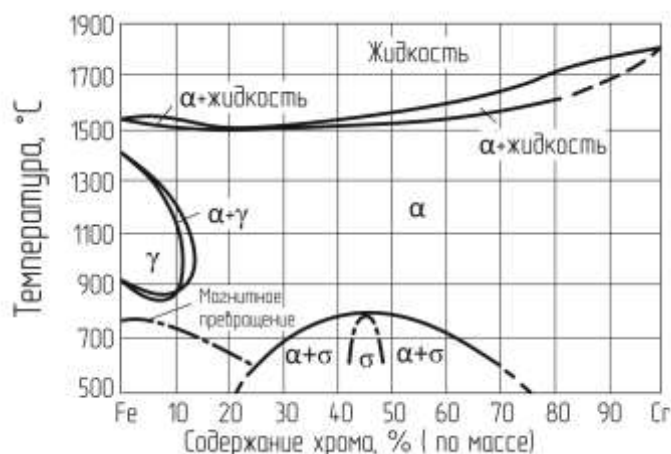


Рисунок 1.5 – Диаграмма состояния сплавов железо–хром

В системе Fe–Cr–C возможно образование кубического Cr_{23}C_6 , тригонального Cr_7C_3 , орторомбического Cr_3C_2 карбидов. На рисунке 1.6 представлена зависимость распределения Cr, Fe и C в карбидах хрома. В применяемых на практике углеродсодержащих сплавах железо–хром образуются только первые два карбида [41].

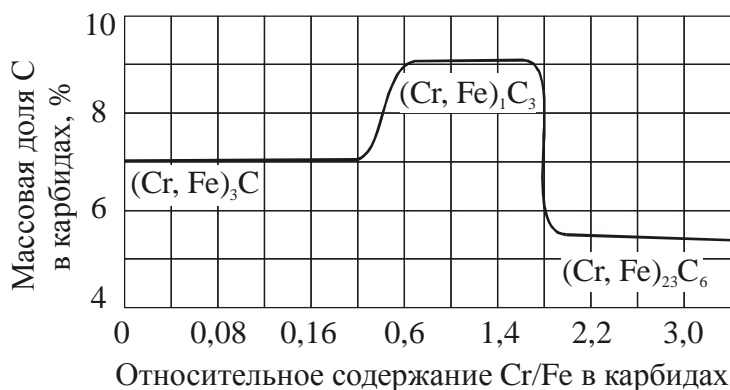
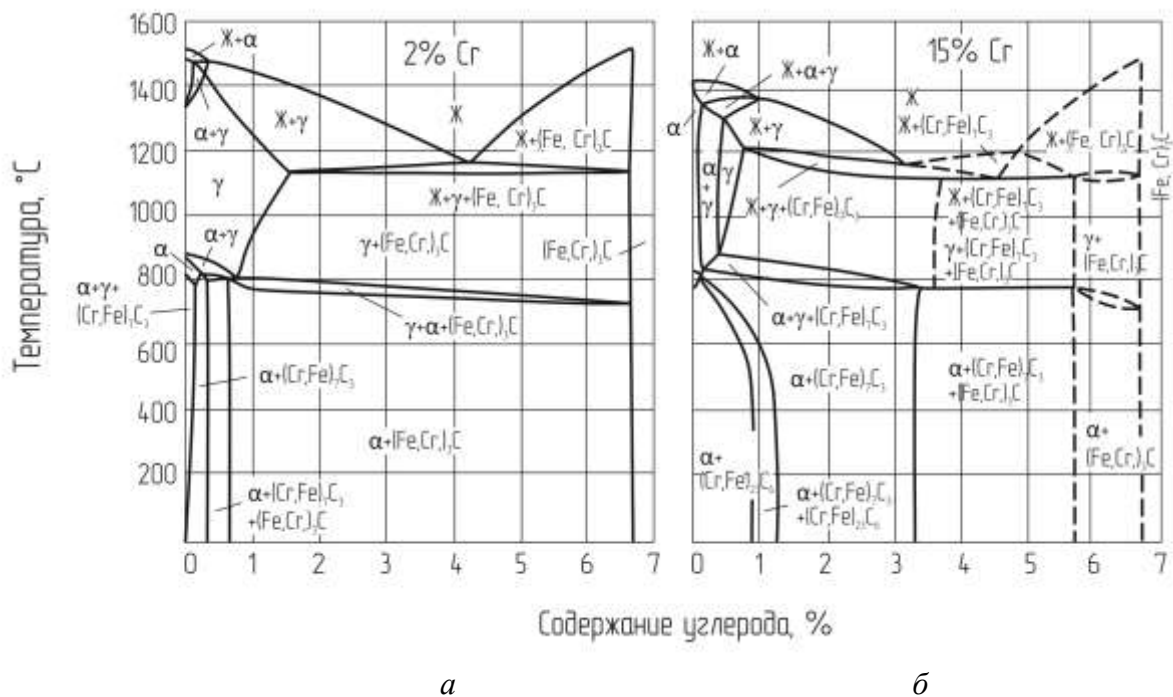


Рисунок 1.6 – Распределение Fe, Cr и C в карбидах хрома

На рисунке 1.7 приведен вертикальный разрез диаграммы состояния Fe–Cr–C с различным содержанием хрома. При низких содержаниях хрома γ -область наблюдается даже в безуглеродистых сплавах (рисунок 1.7, а), а при низких содержаниях углерода и высоких содержаниях хрома (рисунок 1.7, б) наблюдается непрерывный ряд α -твердых растворов от температуры

плавления до низких температур [18].

На рисунке 1.7 видно сильное влияние хрома на положение точек *S* и *E*. Способствуя увеличению содержания перлита в отожженной стали, хром повышает ее прочность и в небольшой степени снижает пластичность и вязкость. При содержании хрома более 12,5 % происходит резкое возрастание коррозионной стойкости стали. С увеличением содержания хрома повышается сопротивление холодной деформации и ухудшается свариваемость стали.



a – содержание хрома 2 %; *б* – содержание хрома 15 %

Рисунок 1.7 – Разрез диаграммы тройной системы Fe–Cr–C

Хром повышает устойчивость переохлажденного аустенита. На C-образной кривой видно разделение перлитной и бейнитной областей превращения областью существенной устойчивости аустенита. На рисунке 1.8 показано влияние хрома на устойчивость переохлажденного аустенита. Хром значительно увеличивает также прокаливаемость стали [41].

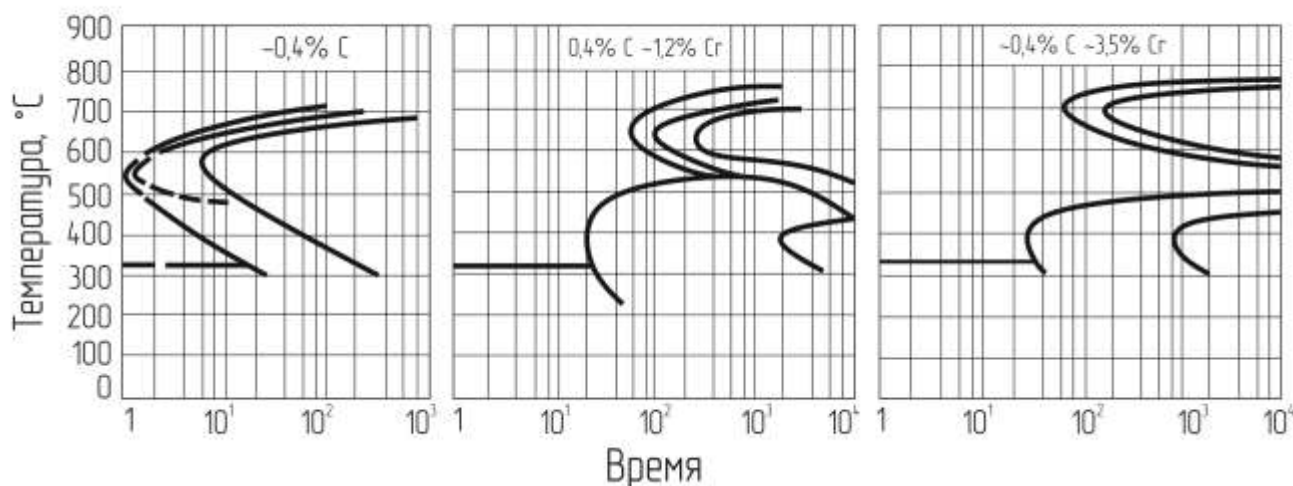


Рисунок 1.8 – Диаграмма изотермических превращений хромистой стали с различным содержанием хрома

Хромистые инструментальные стали обладают повышенной износостойкостью и теплостойкостью (до 500–600 °С) благодаря наличию большого количества карбидов хрома. Вольфрам, ванадий и молибден способствуют сохранению мелкозернистости инструментальной хромистой стали при нагреве под закалку. Твердость стали зависит от температуры закалки. Так, при закалке с температур 1000–1050 °С и отпуске при 500–520 °С твердость сталей типа X12 составляет 58–62 HRC [18, 41].

В быстрорежущих сталях многими авторами [41, 63, 113] отмечается положительное влияние содержания хрома на твердость, вязкость и устойчивость аустенита после закалки и мартенсита после отпуска.

Первые высокохромистые стали типа «Роллодур» (Швейцария) содержали 4 % вольфрама, а сумма легирующих элементов вольфрама, молибдена, кобальта и ванадия составляла от 60 до 100 % от содержания хрома. В последующем с целью повышения красностойкости был разработан новый сплав, в котором было принято более высокое содержание других легирующих составляющих, чем содержание хрома. В частности, среднее содержание вольфрама стало равным 10 % [63].

Фирмой БСА-ТУУЛЗ (США) в результате проведенных исследований

разработана сталь для литого инструмента с содержанием 1,3 % углерода и 13 % хрома с небольшими добавками вольфрама и ванадия. По сведениям фирмы, эта сталь отличается хорошими литейными качествами и высокой режущей способностью [102]. Литые фрезы из этой стали обладают равной стойкостью с коваными фрезами из нормальной быстрорежущей стали P18 и могут быть использованы при работе с большими подачами.

Фирма БСА выпускает высокохромистые литые быстрорежущие стали составов, % мас.: 1) 1,2 C; 0,6 Mn; 13 Cr; 4 W; 1 V; 2) 1,5 C; 0,6 Mn; 13 Cr; 4 W; 2 V; 3) 2,0 C; 0,6 Mn; 13 Cr; 4 W; 4 V [63].

1.3.5 Влияние карбидной фазы на свойства литых инструментальных сталей

Принцип легирования инструментальной стали сводится к тому, чтобы связать углерод специальными добавками в соответствующие карбиды. Последние могут растворяться в железе, взаимодействовать друг с другом, образуя сложные карбиды, которые участвуют в дисперсионном твердении, коагуляции и т. д.

Для придания стали хорошей красностойкости и износостойкости требуется высокая степень легированности стали и большое количество карбидной фазы, что вызывает её повышенную хрупкость [63, 86]. Это объясняется различием удельных объемов карбидной фазы и специфическим влиянием, которое могут оказать некоторые карбидообразующие элементы на повышение растворимости углерода в железе. В таблице 1.2 приведены объемы наиболее распространенных карбидных фаз [63].

Из приведенных данных следует, что наибольшим удельным объемом обладают карбиды Fe, Mn, Mo и особенно сложный карбид $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$. Наименьшим удельным объемом обладают карбиды V, Ti, Nb.

Образование карбидов VC, TiC и NbC за счет любого карбида, указанного в таблице 1.2, повлечет за собой общее уменьшение объема карбидной фазы. Вследствие того, что карбидообразующая способность

ванадия и титана больше, чем железа, хрома и вольфрама, легирование стали этими элементами, будет сопровождаться образованием карбидов VC и TiC [63, 79]. Это приведет к общему уменьшению объема карбидной фазы, что, в свою очередь, отразится на общей вязкости данного сплава [63].

Таблица 1.2 – Удельные объемы карбидов, отнесенные к одному атому углерода

| Карбидная фаза | Удельный объем карбидной фазы на один атом углерода, объем грамм-атома/см ³ | Карбидная фаза | Удельный объем карбидной фазы на один атом углерода, объем грамм-атома/см ³ |
|----------------------------------|--|-------------------|--|
| Fe ₃ C | 21,3 | TiC | 10,6 |
| Mn ₃ C | 22,2 | ZrC | 14,3 |
| Cr ₇ C ₃ | 17,0 | TaC | 10,9 |
| Fe ₃ W ₃ C | 50,1 | Ta ₂ C | 21,8 |
| W ₂ C | 19,2 | B ₆ C | 31,6 |
| WC | 9,6 | B ₃ C | 17,5 |
| Mo ₂ C | 18,8 | B ₂ C | 13,4 |
| VC | 8,9 | BeC ₂ | 9,3 |
| NbC | 10,8 | | |

Примечание: так как эти фазы считаются фазами внедрения, то в их удельный объем не включен объем углерода, который включен лишь в удельные объемы карбидов бора и бериллия. Приведенные значения удельных объемов карбидов следует считать ориентировочными, однако их относительная величина может быть использована для сравнительной оценки объемов различных карбидных фаз.

Существенное увеличение износостойкости при образовании карбидов отмечается и в других работах, причем положительный эффект оказывается, как правило, тем выше, чем больше твердость карбидов и их дисперсность при равномерном объемном распределении и сохранении мелкозернистой структуры [6, 16, 21, 31, 37, 47, 65, 69, 70, 79 – 86, 106, 110]. Твердость карбидов представлена в таблице 1.3 [65, 110].

Таблица 1.3 – Микротвердость карбидных фаз

| Карбид | Твердость, ГПа | Карбид | Твердость, ГПа |
|---------------------------------|----------------|--------|----------------|
| Fe_3C | 9,5–10,5 | VC | 18,0–22,0 |
| Cr_7C_3 | 16,0–18,0 | WC | 17,0–18,0 |
| Cr_{23}C_6 | 15,0–18,8 | NbC | 19,0–21,0 |
| $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ | 10,0–11,0 | TiC | 29,0–32,0 |

Дисперсность структуры может быть достигнута модифицированием, применением ультразвука, изменением условий кристаллизации и другими методами. Так, в работе [47] диспергирование структуры было достигнуто путем введения в расплав порошка Cr_7C_3 . В работе [78] – применением ультразвука, а в работе [44] – импульсным охлаждением. Замена части ванадия титаном согласно [31] также способствует измельчению структуры и препятствует образованию дендритов и выделению первичных карбидов по границам зерен стали на базе Р9, повышая тем самым её вязкость. В работах [14, 37, 44, 86] отмечено, что с увеличением скорости охлаждения при кристаллизации уменьшается размер карбидов и увеличивается износостойкость сплавов, установлена зависимость размера карбидов и износостойкости при абразивном и ударно-абразивном изнашивании от скорости охлаждения при кристаллизации.

В работах А.С. Чауса [84-86] отмечается более высокая износостойкость литой быстрорежущей стали Р6М5 по сравнению с катаной сталью. Это достигается благодаря сочетанию в структуре стали относительно пластичной металлической основы и значительно более твердого и прочного, пространственно-разветвленного каркаса эвтектических карбидов. Для литого инструмента характерны меньшая интенсивность абразивного и адгезионного изнашивания, а также высокое сопротивление пластической деформации. Согласно [80, 81, 87], повысить износостойкость быстрорежущей стали можно легированием В, Вi, Nb, Ti, Zr и, в меньшей степени, – редкоземельным металлом Ge.

В работах [23, 31, 64, 76, 79] представлены результаты исследования

карбидной фазы в литых инструментальных сталях с повышенным содержанием углерода и ванадия. Отмечается, что микроструктура сплава с малым содержанием ванадия и углерода представляет собой перлит с карбидной сеткой. Увеличение содержания ванадия более 6 % приводит к раздроблению карбидной сетки и к появлению мелких (1,5 мкм) и крупных (16 мкм) карбидов. При истирании крупные карбиды значительно прочнее удерживаются в матрице и положительно влияют на износостойкость.

Как отмечается в работе [45], большое значение имеет ориентировка карбидов по отношению к изнашиваемой поверхности ввиду анизотропии свойств некоторых карбидов. Так, кристаллы $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ обладают значительной анизотропией твердости. Их твердость максимальна в направлении гексагональной оси $[0001]$ (16–17 ГПа) и минимальна (12–13 ГПа) в перпендикулярных направлениях. По этой причине изделия из быстрорежущих сплавов с карбидами $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$, ориентированными перпендикулярно поверхности трения, имеют более высокую износостойкость.

Существует мнение, что эвтектические карбиды, расположенные в виде сетки по границам зерен металлической основы, обеспечивают лучшее сопротивление изнашиванию. Многочисленные сравнительные испытания, проведенные для литых быстрорежущих сталей, подтвердили их превосходство по износостойкости по сравнению с коваными сталями аналогичного химического состава и одинаковой твердости [63]. В работе [30] показано, что более мелкие карбиды в литой стали гарантируют повышенную износостойкость. По другим данным, благоприятное влияние оказывают грубые карбидные частицы [48, 76]. Существует и такое утверждение, что размеры карбидов не оказывают существенного влияния на износостойкость инструментальной стали [101].

Таким образом, несмотря на противоречивые данные, из литературных источников следует, что роль структурного фактора, в особенности карбидной фазы, при формировании свойств износостойких сплавов очень

велика. С этой точки зрения большую возможность по регулированию износостойкости имеют литые сплавы с наиболее твердыми карбидами ванадия, титана и ниобия.

1.3.6 Влияние содержания ванадия на свойства литых инструментальных сталей

Влияние ванадия как легирующего элемента в сплавах железа характеризуется следующими особенностями: замыкание γ -области, образование ε -фазы, изменение точки Кюри. Эти особенности проявляются качественно, так же, как в системе железо-хром. Поэтому следует ожидать, что влияние ванадия в качестве легирующего элемента во многих отношениях аналогично влиянию хрома [19]. На рисунке 1.9 представлена диаграмма состояния железо-ванадий [112].

Карбидообразующее действие ванадия больше, чем хрома, молибдена и вольфрама. По сравнению с последними ванадий еще резче ограничивает γ -область [79, 111]. Fe–V сплавы также можно подразделить на сплавы, испытывающие превращения, и сплавы без фазовых превращений.

Интерметаллическое соединение в сплавах железо-ванадий (ε -фаза) определяется формулой FeV , причем соединение может растворять избыточное количество железа или ванадия. Область ε -фазы на диаграмме двойной системы ограничивается широкой двухфазной областью $\alpha + \varepsilon$. При введении других элементов область ε -фазы может как расширяться, так и сужаться. Введение в другие сплавы даже малых количеств ванадия оказывает сильное влияние на процессы упорядочения. Интересно отметить, что при увеличении содержания ванадия точка Кюри железа повышается, достигает максимального значения 839 °C при 13 % V, а затем снижается (рисунок 1.9).

При производстве литого инструмента быстрорежущие стали с высоким содержанием ванадия впервые были использованы И.С. Кватером, М.Б. Свердиолой, И.А. Крайзманом на Уралмашзаводе в 1944 г. Изготавливались в больших количествах литые ножи для сборного

инструмента из стали следующего состава, % масс.: 1,35–1,45 C; 17,0–19,0 W; 3,8–4,5 Cr; 3,0–3,5 V. При производственной эксплуатации эта сталь проявила более высокие режущие свойства, чем ковкая сталь P18. Позднее пришли к выводу об излишней легированности стали вольфрамом и перешли на сталь, содержащую, % масс.: 1,2–1,3 C; 10 W; 4 Cr; 3,5 V, которая также показала высокие режущие свойства при обработке труднообрабатываемых сталей [33, 62].



Рисунок 1.9 – Диаграмма состояния сплавов железо-ванадий

В [67] изучена износостойкость ванадиевых сплавов при гидроабразивном изнашивании и отмечено, что при содержании около 2 % углерода максимальная твердость и износостойкость наблюдалась при 6 % содержания ванадия. Дальнейшее повышение концентрации ванадия приводило к понижению твердости и износостойкости. В [96] отмечается, что с повышением концентрации ванадия твердость стали изменяется мало, но повышается временное сопротивление σ_b (до 550 МПа) и предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ (до 800 МПа).

В таблице 1.4 приводятся составы литых быстрорежущих сталей с повышенным содержанием ванадия, которые исследовались М.В.

Васильевым, Т.А. Лебедевым, И.А. Ревисом [12, 63]. При исследовании было установлено, что микроструктура высокованадиевых быстрорежущих сталей отличалась от структуры литой стали P18 по характеру карбидной составляющей. В частности, эвтектика высокованадиевых сталей имеет своеобразную «лучистую» форму, т. е. входящие в состав эвтектики карбиды имеют форму длинных игловидных образований.

Таблица 1.4 – Состав литых быстрорежущих сталей с повышенным содержанием ванадия

| Сталь | Химический состав, % масс. | | | | | | | |
|-------|----------------------------|-------|------|------|------|------|-------|-------|
| | C | W | Cr | V | Si | Mn | P | S |
| 1-1 | 1,06 | 10,78 | 4,57 | 3,99 | 0,29 | 0,29 | 0,025 | 0,023 |
| 1-2 | 1,28 | 13,72 | 4,08 | 3,80 | 0,23 | 0,36 | 0,020 | 0,017 |
| 5-1 | 1,56 | 11,20 | 3,99 | 4,29 | 0,11 | 0,46 | 0,019 | 0,018 |
| A-1 | 1,63 | 11,00 | 4,75 | 4,75 | 0,34 | 0,48 | 0,035 | 0,023 |

Образцы исследованных сталей подвергались термической обработке по режимам, приведенным в таблице 1.5.

Таблица 1.5 – Режимы термической обработки литых быстрорежущих сталей с повышенным содержанием ванадия

| Сталь | Температура, °C | | Твердость <i>HRC</i> | | |
|-------|-----------------|---------|----------------------|----------------------------|---------------------------|
| | Закалка | Отпуск | После закалки | После однократного отпуска | После двукратного отпуска |
| 1-1 | 1260–1280 | 540–550 | 63 | 65 | 65 |
| 1-2 | 1240–1260 | 540–550 | 63,5 | 65 | 65,5 |
| 5-1 | 1240 | 550–560 | 62,5 | 65,5 | 65,5 |
| A-1 | 1230–1240 | 540–560 | 62 | 65 | 65,5 |

Наилучшей красностойкостью согласно [12, 63] обладают высокоуглеродистые и высокованадиевые стали A-1 и 5-1.

Для сравнительного изучения режущих свойств литых высокованадиевых сталей и стали P18 изготавливались опытные резцы со следующей геометрией: $\gamma = 20^\circ$, $\varphi = 45^\circ$, $\gamma' = 15^\circ$, $\lambda = 0^\circ$ и $r = 1$ мм.

В качестве обрабатываемого материала использовалась сталь типа ХМ с твердостью HB 200–207 и пределом прочности 700 МПа. Испытания проведены без охлаждения на режимах резания: скорость 75, 90 и 95 м/мин, глубина 2 мм и подача 0,317 мм/об (таблица 1.6) [12, 63].

Таблица 1.6 – Результаты испытания на стойкость литых быстрорежущих сталей с повышенным содержанием ванадия

| Сталь | Стойкость в % при скорости резания, об/мин | | |
|-------------|--|-----|-----|
| | 75 | 90 | 95 |
| Кованая P18 | 100 | 100 | 100 |
| Литая P18 | 84 | 81 | 83 |
| 1-1 | 84 | 82 | 92 |
| 1-2 | 127 | 146 | 133 |
| 5-1 | 170 | 180 | 158 |
| A-1 | 175 | 186 | 158 |

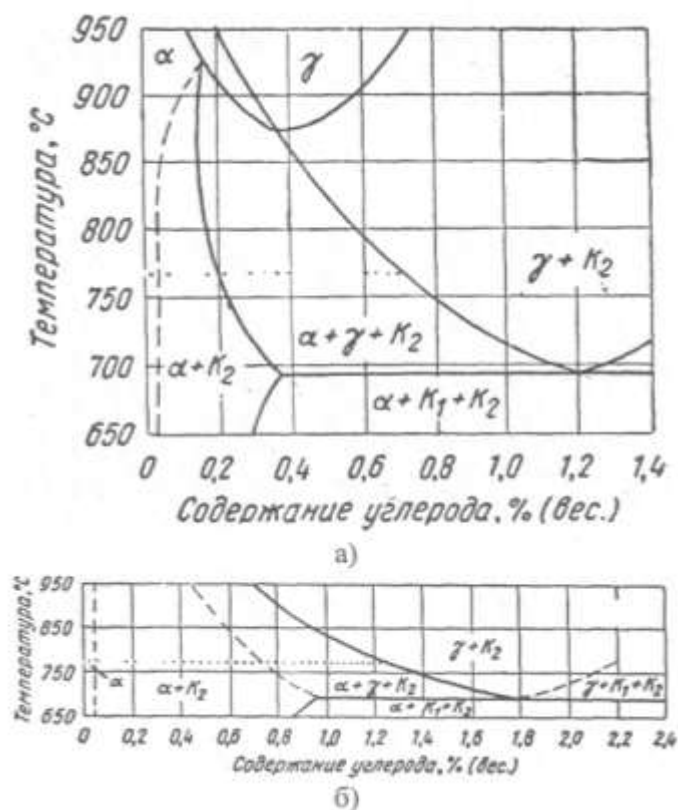
Влияние содержания ванадия на свойства литых быстрорежущих сталей изучалось исследователями И. Дошкаржем и О. Каштанеком. По их данным, увеличение содержания ванадия в сталях, содержащих вольфрам, увеличивает режущую способность инструмента [97].

Исследуя влияние ванадия в сталях, содержащих вольфрам, И. Дошкарж и О. Каштанек установили благоприятное влияние ванадия на размер зерна и вязкость литых быстрорежущих сталей.

В работе [70] приводятся результаты исследования влияния структуры на износостойкость при абразивном изнашивании наплавленных высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов на железной основе. Для плазменно-порошковой наплавки ножей для резки пластмасс авторы рекомендуют следующий состав сплава: С – 4,4; Cr – 16,7; V – 14,6; Мо – 2; Ni – 1, % масс. Этот сплав имеет мартенситную структуру с небольшим количеством остаточного аустенита и равномерно распределенными карбидами ванадия и хрома размерами до 10 мкм и твердостью 60–62 HRC.

В сплавах железо-ванадий-углерод тройные карбиды, характерные,

например, для сплавов железо-хром-углерод, не образуются (рисунок 1.10) [26, 43]. Кроме цементита, образуется лишь стабильный карбид ванадия VC или V_4C_3 , имеющий кубическую решетку типа $NaCl$ с периодом $4,30 \text{ \AA}$ и $4,152 \text{ \AA}$.



a – концентрация ванадия 2 %; b – концентрация ванадия 5 %; K_1 – карбид Fe_3C ;

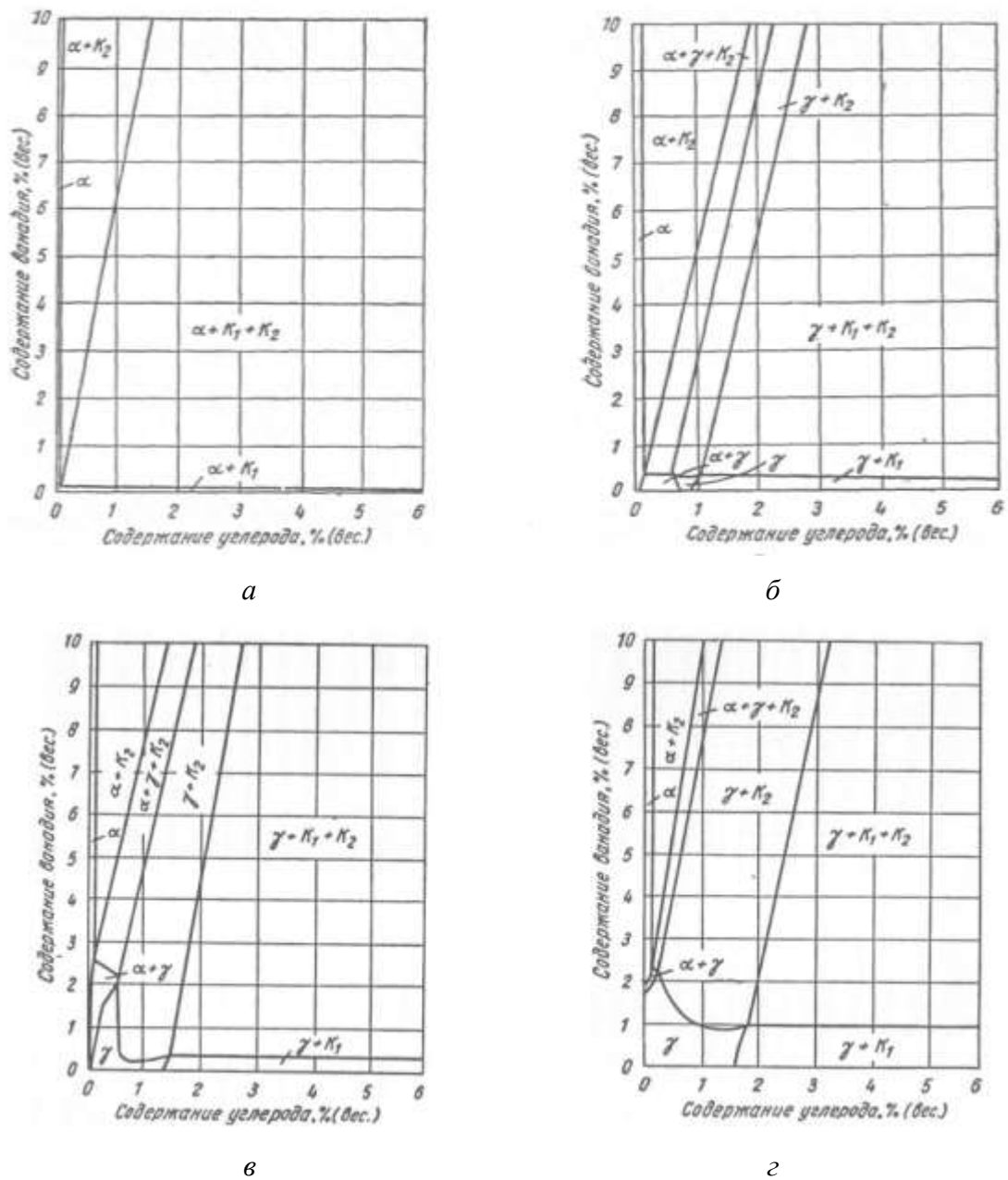
K_2 – карбид V_4C_3

Рисунок 1.10 – Политермический разрез диаграммы Fe–V–C

Изотермические разрезы тройной диаграммы при температурах: 20, 750, 900 и 1100 °C даны на рисунке 1.11. Они показывают, что при очень низком содержании ванадия образуется карбид V_4C_3 . Только в очень узкой области концентраций на стороне железо-углерод при низком содержании ванадия присутствует один цементит (рисунок 1.11, a) [19, 43].

Точное содержание ванадия, до которого эта область простирается, еще не установлено. Однако известно, что уже при 0,1 % V в процессе термической обработки происходит выделение карбида ванадия. С дальнейшим увеличением содержания ванадия наблюдается рост количества

карбида ванадия, который остается единственной стабильной фазой (рисунок 1.11, а) [19, 43].



а – 20; б – 750; в – 900; г – 1100; K_1 – карбид Fe_3C ; K_2 – карбид V_4C_3

Рисунок 1.11 – Изотермические разрезы диаграммы состояния Fe–C–V при температурах, °C

При низком содержании ванадия и небольшой скорости охлаждения превращение в перлитной области оказывается подавленным, если при нагреве все карбиды ванадия были растворены. В то же время начало превращения в промежуточной области под влиянием ванадия почти не

смещается. Это видно также из рисунка 1.12 для стали с 0,4 % C и 2,0 % V, в которой в равновесном состоянии весь углерод связан в карбиде ванадия. Перлитная и промежуточная области превращения разделены при $\sim 500^\circ\text{C}$ областью значительной устойчивости аустенита. При введении ванадия точка мартенситного превращения практически не изменяется.

Исследования карбидов, выделенных из стали приведенного на рисунке 1.12 состава (0,4 % C и 2 % V), показали, что во всей области перлитного превращения сразу образуется кубический карбид ванадия, который не изменяет своего состава при более длительных выдержках [115]. В этой стали отчетливо проявляется сильная карбидообразующая способность ванадия, что хорошо обнаруживается при сравнении, например, со сталью, содержащей 0,4 % углерода и 3,5 % хрома. Ванадий вследствие его влияния на процесс карбидообразования способствует очень тонкому распределению карбидов в перлите, которое получается даже при небольшой скорости охлаждения или при сравнительно высокой температуре изотермического превращения. В сложнелегированных сталях карбид ванадия также выделяется в мелкодисперсном виде (100 \AA) при охлаждении даже из области высоких температур. Тонкое распределение карбидов в перлите приводит к очень высокой твердости перлита. Так, у образца после превращения при 550°C твердость составила $\sim 600\text{ HV}$ (см. рисунок 1.22).

При превращении рассматриваемой стали в промежуточной области ниже 550°C был получен только цементит. Анализ карбидного осадка показал, что этот цементит растворяет очень мало ванадия или не растворяет его совсем и не изменяет своего состава, даже если выдержка при температуре превращения составила 100 ч. Наряду с этим, при превращении в промежуточной области было установлено значительное увеличение содержания углерода в остаточном аустените, которое возрастало с увеличением выдержки и температуры превращения и в стали с 2 % V при 300°C достигло 2 %.

В сталях, которые становятся при температурах выше 1250°C

полностью или частично ферритными, например с 0,2 % С и 2,3 % V, при охлаждении из области δ -феррита образуется δ -эвтектоид (как и в железохромистых и железомолибденовых сталях). Это превращение протекает по квазиэвтектоидному механизму, а выделение карбидов способствует ориентированному образованию аустенита, приобретающего пластинчатую перлитообразную структуру [19, 115].



Рисунок 1.12 – Диаграмма изотермического превращения стали
с 0,33 % C; 0,24 % Si; 0,17 % Mn и 2,29 % V

В нормализованном и отожженном состояниях твердость ванадиевых сталей ниже, чем углеродистых, особенно в нормализованном состоянии (рисунок 1.13), так как карбид ванадия имеет зернистую, а карбид железа – пластинчатую форму [104]. Уменьшение закаливаемости при охлаждении с нормальных температур (на 30–40 °С выше критической точки) проявляется в снижении как поверхностной твердости, так и глубины закаленного слоя. Первое зависит от соотношения между содержаниями ванадия и углерода. Чем выше содержание ванадия по сравнению с содержанием углерода, тем больше количество не растворившихся карбидов и, следовательно, тем меньше доля углерода, переходящего в твердый раствор и повышающего твердость.

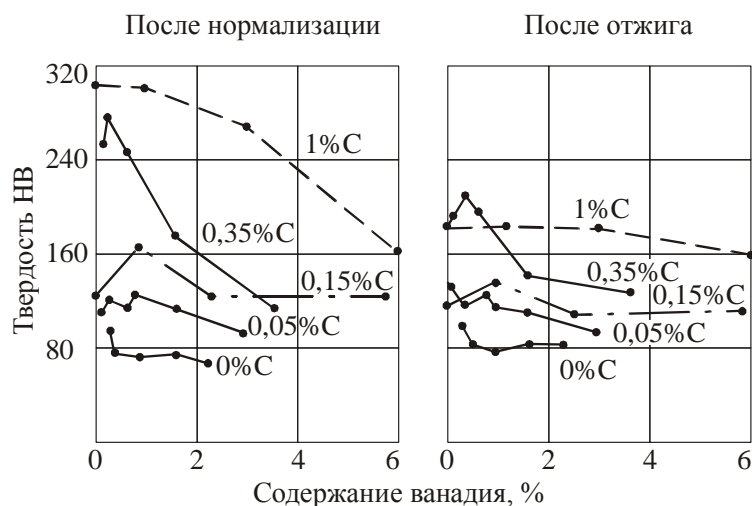


Рисунок 1.13 – Твердость нормализованной и отожженной ванадиевой стали

На рисунке 1.14 показано, что сталь с 1 % С и 1 % V даже при нормальной температуре заковки приобретает максимальную твердость [104]. При увеличении содержания ванадия уменьшение закаливаемости вызывается не только связыванием углерода в карбиде ванадия, но и зародышевым действием мелкодисперсных карбидов. Наиболее высокую твердость в стали с 1 % С и 6 % V можно получить лишь после заковки с 1300 °С. Одновременно это доказывает, что карбид ванадия растворяется в аустените при достаточно высоких температурах.

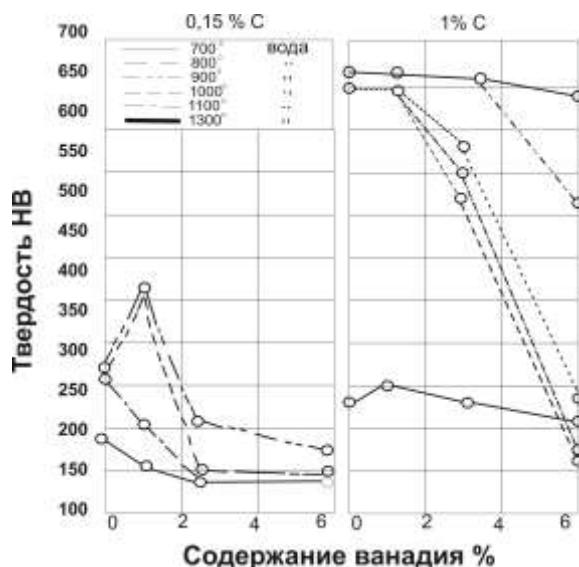
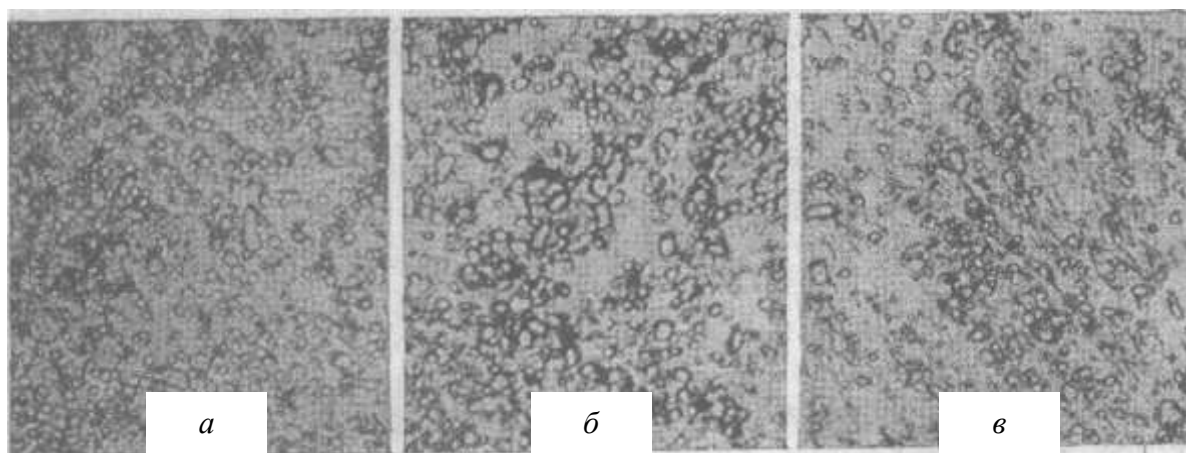


Рисунок 1.14 – Изменение твердости закаленной углеродистой стали в результате легирования ванадием

Сталь с 0,15 % С и 1 % V (рисунок 1.14) после закалки с 1000–1100 °С приобретает даже более высокую твердость, чем углеродистая сталь, так как последняя вследствие низкого содержания углерода не получает полной закалки. В стали с более высоким содержанием ванадия твердость после закалки, наоборот, снижается из-за увеличения количества δ -феррита.

Увеличение растворимости карбидов ванадия при высоких температурах показано на рисунке 1.15, откуда видно, что с повышением температуры закалки количество избыточных карбидов уменьшается [104].

На рисунке 1.16 показана зависимость между температурой закалки, приводящей к получению высокой твердости, и содержанием ванадия [104]. Оттуда же видно, что стали, легированные ванадием, малочувствительны к перегреву. Добавка 0,3 % V сдвигает границу перегрева до 900 °С, а 0,15 % V до 880 °С. Таким образом, для получения мелкого зерна допустима закалка с 860–870 °С [18, 104].



a – закалка с 900 °С; *б* – закалка с 1100 °С; *в* – закалка с 1300 °С. $\times 300$

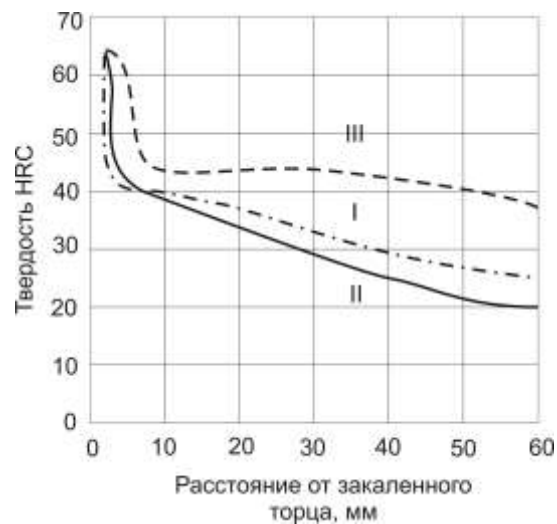
Рисунок 1.15 – Влияние температуры закалки на количество не растворившихся карбидов ванадия в стали с 1 % С и 6 % V

Поскольку карбид ванадия растворяется лишь при высоких температурах, введение ванадия в сталь вызывает уменьшение прокаливаемости, если закалка производится с нормальных температур. Увеличение прокаливаемости может быть достигнуто только в результате

повышения температуры закали (рисунок 1.17), как и в вольфрамовой стали [92]. Используя зародышевое действие нерастворившихся карбидов ванадия на перлитное превращение, можно получить низкую твердость без промежуточного отжига в охлаждаемых послековки, прокатки или цементации высоколегированных сталях при медленном прохождении перлитной области. Окончательную закалку надо производить в этом случае с несколько более высокой температуры [92].



Рисунок 1.16 – Твердость закаленной ванадиевой стали с 1 % С



I – углеродистая сталь с 0,89 % С и 0,29 % Мп, закаленная с 885 °С; *II* – ванадиевая сталь с 0,87 % С, 0,30 % Мп; и 0,27 % V, закаленная с 815 °С; *III* – эта же сталь, закаленная с 1050 °С

Рисунок 1.17 – Изменение твердости образцов торцевой закали

Ванадий изменяет устойчивость против отпуска. Ванадиевые стали, закаленные с низких температур, не отличаются от углеродистых по поведению при отпуске. Сталь, закаленная с температур 1000 °С и выше, обнаруживает отклонение на кривой отпуска, характеризующееся возрастанием твердости. Это отклонение тем больше, чем выше содержание ванадия и температура закалки (рисунок 1.18) [104]. Такой эффект вызывается влиянием специальных карбидов. Это доказывается тем, что ванадиевые сплавы без углерода подобного эффекта не обнаруживают. Между тем, достаточно 0,05 % С, чтобы получить аналогичные приведенным результаты. Повышение устойчивости против отпуска обнаруживается даже при небольших количествах ванадия (0,1 % V) после закалки с повышенных температур (900–1000 °С). Увеличение продолжительности выдержки при температуре закалки дает такие же результаты, что и нормальная выдержка. В высоколегированных сталях, например, быстрорежущих, наблюдается значительное влияние продолжительности выдержки на устойчивость против отпуска.

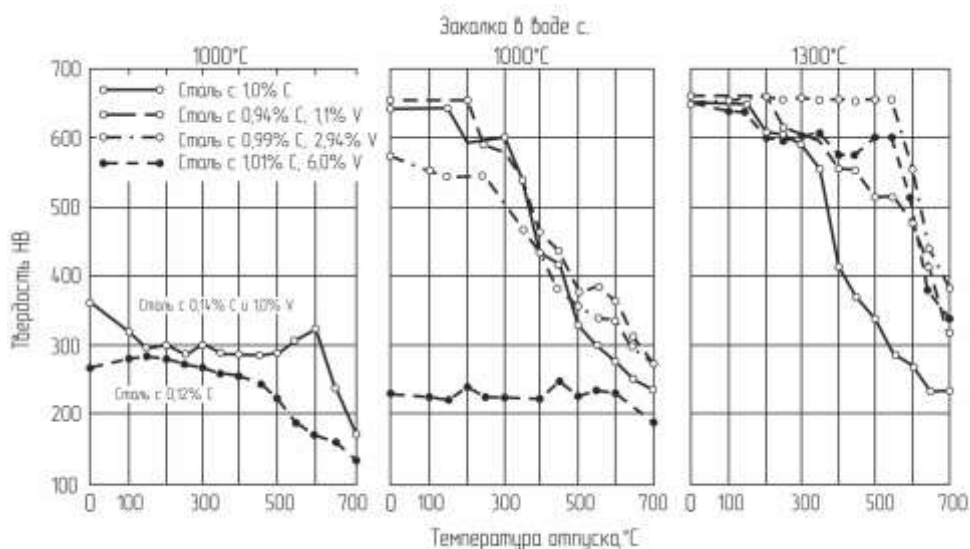


Рисунок 1.18 – Твердость ванадиевой стали с 1 % С в зависимости от температуры отпуска

Высокая устойчивость ванадиевых сталей против отпуска связана с выделением карбида ванадия, а не с распадом остаточного аустенита. На

рисунке 1.19 показано, что магнитное насыщение остается неизменным после отпуска выше 300 °С [104]. Уже после закалки с 1000 °С количество остаточного аустенита в ванадиевой стали, особенно с 1 % С, меньше, чем в такой же стали, но без ванадия. Распад аустенита вызывает повышение твердости, но это не может объяснить появление устойчивости против отпуска при длительном или многократном нагреве, наблюдаемой в сталях, содержащих специальные карбиды [20, 67].

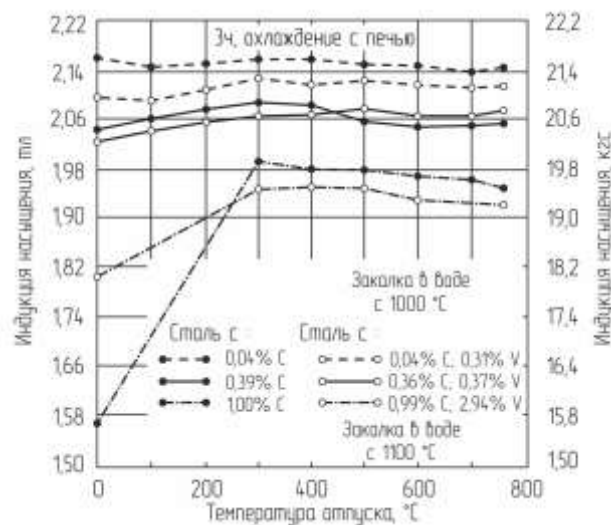


Рисунок 1.19 – Магнитное насыщение ванадиевой стали после закалки и отпуска (3 ч.) с охлаждением в печи

На рисунке 1.20 видно, что при низких температурах отпуска из мартенсита выделяется только часть углерода, вначале в виде карбида железа (при температурах ниже 300 °С образуется гексагональный ϵ -карбид), который при повышении температуры коагулирует [103]. Остальная часть углерода сохраняется в растворе. Как только при отпуске достигаются температуры, при которых становится возможным выделение карбида ванадия, т. е. 500–550 °С, остающийся углерод выделяется в виде мелкодисперсных специальных карбидов. Затем выделяющиеся карбиды железа кристаллизуются на специальных карбидах. Именно образование мелкодисперсного специального карбида вызывает повышение твердости. При еще большем повышении температуры отпуска коагулируют и

специальные карбиды, вследствие чего твердость в конечном итоге снижается до уровня, соответствующего отожженной стали.

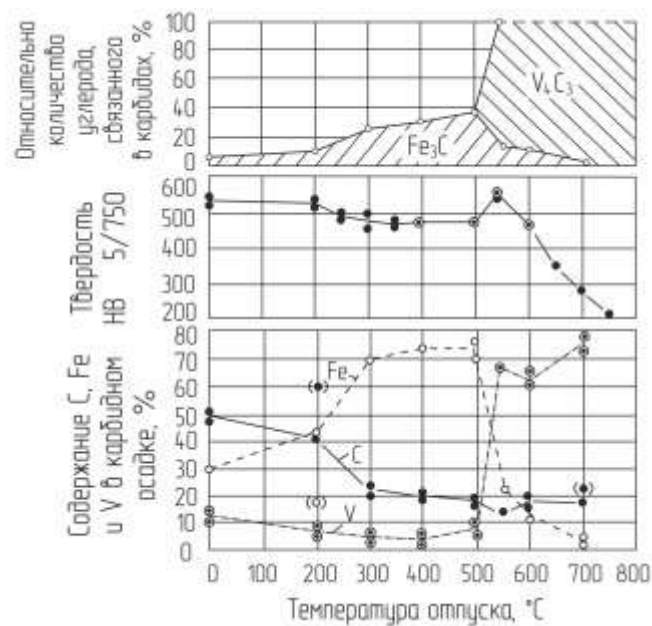
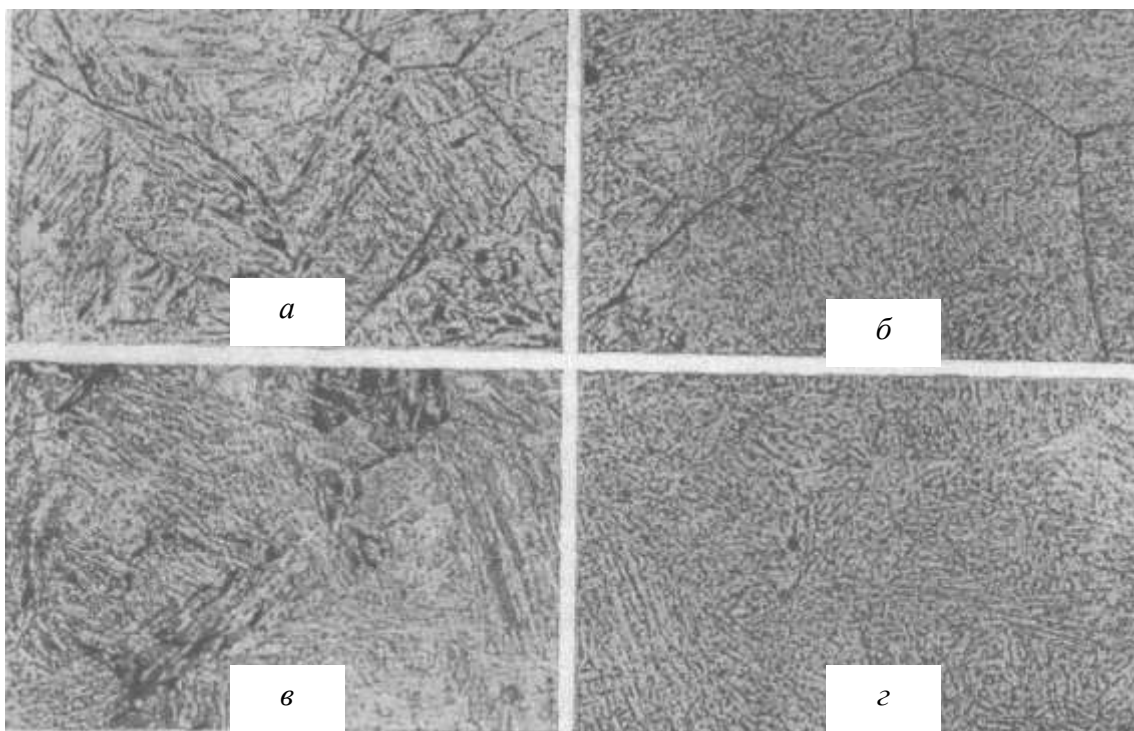


Рисунок 1.20 – Влияние отпуска (продолжительностью 2 ч.) на твердость и состав карбидов стали с 0,3 % С и 2,1 % V, закаленной с 1250 °С в воде

Выделение мелкодисперсных специальных карбидов отчетливо наблюдается также по микроструктуре. Так, после отпуска при 500 °С выделяющиеся карбиды железа различимы в микроскопе (рисунок 1.21, б) [103]. При 550 °С происходит выделение карбидов ванадия; они так дисперсны, что наблюдается лишь повышенная травимость и общее потемнение игл. Это напоминает структуру закаленной и низкоотпущенной стали (рисунок 1.21, в). После отпуска при температуре 750 °С образуется такая же структура, как и в высокоотпущенной улучшенной стали (рисунок 1.21, г).

Отпуск при 500–600 °С стали, подвергнутой изотермической закалке на верхней и нижней ступени промежуточного превращения, также вызывает сильное возрастание твердости, вызываемое образованием мелкодисперсных карбидов ванадия за счет превращения карбида железа, выделившегося при выдержке в промежуточной области.



а – закалка; *б* – отпуск при 500 °С, 2 ч., охлаждение на воздухе; *в* – отпуск при 550 °С 2 ч., охлаждение на воздухе; *г* – отпуск 750 °С, 2 ч., охлаждение на воздухе. $\times 500$

Рисунок 1.21 – Микроструктура стали с 0,3 % С и 2,1 % V, закаленной с 1250 °С в воде, в зависимости от температуры отпуска

Несмотря на более низкую исходную твердость, сталь, подвергнутая изотермической закалке, достигает после отпуска такого же максимума твердости, как и сталь с мартенситной структурой (рисунок 1.22). В стали, прошедшей изотермическое превращение при 550 °С, т. е. в нижней зоне перлитной области, это состояние достигается уже в процессе самого превращения, так что твердость с самого начала имеет значения, получаемые только после отпуска в стали, претерпевшей превращение в мартенситной или промежуточной области. Твердость значительно снижается лишь после более высокого отпуска вследствие коагуляции карбидов ванадия. Достижимая устойчивость против отпуска, таким образом, одинакова во всех случаях, независимо от механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [19, 103, 116].

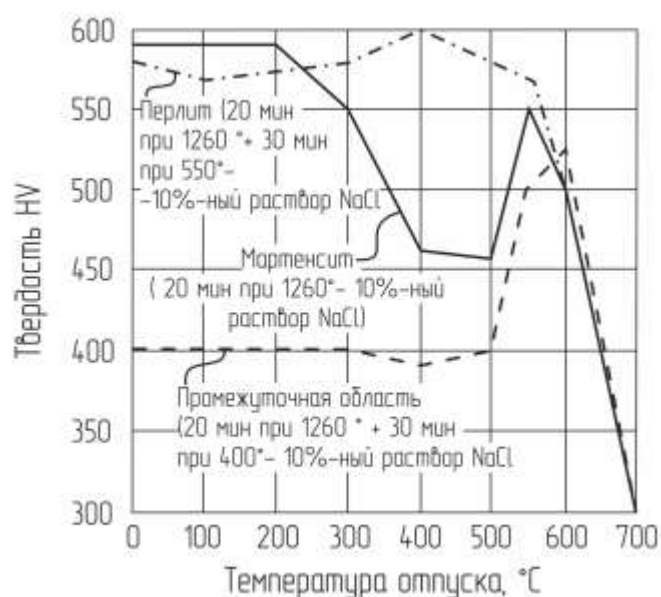


Рисунок 1.22 – Изменение твердости при отпуске ванадиевой стали с 0,37 % C и 2,2 % V, получившей превращение аустенита в различных областях; окончательное охлаждение в 10%-ном водном растворе NaCl

В работах [23, 24, 36, 60, 174 - 76], выполненных на кафедре «Материаловедение и технология металлов» Томского политехнического университета, получено большое количество результатов по исследованию структуры, механических свойств и режимов термической обработки высокоуглеродистых ванадиевых сталей применительно к ножам гранулятора пластмасс. Стойкость этих ножей превышает зарубежные аналоги [91].

1.4 Выводы и постановка задач исследования

Проведенный анализ литературы позволяет сделать следующие основные выводы:

1. Основной вид грануляции – срезание прутков полимера, выходящего из фильеры вращающимися гранулирующими ножами, и последующим охлаждением гранул в воде или на воздухе. Ножи для грануляции при малой производительности (до 1,5 т/час) изготавливают из

инструментальных сталей, а при высокой (более 3 т/час) из карбидостали, полученной методом порошковой металлургии.

2. При грануляции пластмасс происходит значительный износ пары «нож-фильера» в период притирки и работы. Износ режущих лезвий гранулирующих ножей происходит в основном по задней поверхности и носит преимущественно абразивный характер, сопровождающийся нагревом ножа в месте его контакта с фильерой.
3. Структура износостойких гранулирующих ножей из карбида стали представляет собой гетерогенную структуру, износостойкость которой определяется большим количеством карбидов титана, вольфрама и ванадия.
4. Для инструментальных сталей получение структуры с большим количеством крупных карбидов возможно при комплексном легировании литой стали углеродом и карбидообразующими элементами. Ванадий является наиболее перспективным карбидообразующим элементом, для которого необходимо вводить в состав сплава по 0,2% углерода на 1% ванадия.
5. В литературных источниках отсутствуют сведения о влиянии повышенного содержания углерода и ванадия на структуру и свойства литых инструментальных сплавов.

На основе вышеприведенных выводов сформулирована следующая цель исследования: разработка и исследования состава и свойств литых сплавов на основе отходов инструментальных сталей У10 и Х6ВФ с высоким содержанием углерода и ванадия для изготовления режущих инструментов при грануляции полимеров.

С учётом сделанных выводов сформулированы следующие задачи диссертационной работы:

1. Исследовать влияние содержания углерода (от 1...3 %) и ванадия (от 0...11 %) на структуру и фазовый состав литых инструментальных сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ.

2. Установить закономерности влияния углерода и ванадия и режимов термической обработки на свойства: твердость, ударную вязкость и износостойкость сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ.
3. Разработать составы литых сплавов и режимы термической обработки для производства ножей, используемых при грануляции полимеров.
4. Провести производственное апробирование ножей из литых инструментальных сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования были изготовлены методами литейной технологии сплавы, химический состав и маркировка которых представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав и маркировка исследуемых сплавов

| № плавки | (маркировка) | Содержание элементов, % масс. | | | | | | |
|----------|--------------|-------------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------------|------|
| | | C | Si | Mn | Cr | W | V | Fe |
| 1 | У10 | 1,0 - 1,1 | 0,9 - 1,0 | 0,1 - 0,4 | -- | -- | 0 | ост. |
| 2 | 140Ф2 | 1,4 - 1,5 | | | | | 1,8-2,2 | |
| 3 | 180Ф4 | 1,8 - 1,9 | | | | | 3,8-4,2 | |
| 4 | 220Ф6 | 2,2 - 2,3 | | | | | 5,8-6,2 | |
| 5 | 260Ф8 | 2,6 - 2,7 | | | | | 7,8-8,2 | |
| 6 | 300Ф10 | 3,0 - 3,1 | | | | | 9,8-10,2 | |
| 7 | Х6ВФ | 1,0 - 1,1 | | | 5,5 - 6,5 | 1,1 - 1,5 | 0,5 - 0,8 | |
| 8 | 140Х6ВФ3 | 1,4 - 1,5 | | | | | 2,5 - 2,8 | |
| 9 | 180Х6ВФ5 | 1,8 - 1,9 | | | | | 4,5 - 4,8 | |
| 10 | 220Х6ВФ7 | 2,2 - 2,3 | | | | | 6,5 - 6,8 | |
| 11 | 260Х6ВФ9 | 2,6 - 2,7 | | | | | 8,5 - 8,8 | |
| 12 | 300Х6ВФ11 | 3,0 - 3,1 | | | | | 10,5 - 10,8 | |

Так как большинство легированных инструментальных сталей содержат 1% углерода, то первая группа сплавов на основе стали У10 была предложена как эталонная, где основным карбидообразующим элементом является ванадий. Выбор основы сплавов типа Х6ВФ для второй группы исследуемых сплавов сделан по следующим причинам.

Во-первых, это сравнительно дешевая сталь по сравнению с быстрорежущими сталями.

Во-вторых, эта сталь широко применяется для изготовления инструментов для обработки древесины и пластических масс, работающих с большими скоростями резания.

В-третьих, на Томском инструментальном заводе широко применяются отходы стали типа Х6ВФ при производстве литого режущего деревообрабатывающего инструмента. Это положение особенно актуально с экономической точки зрения и, главное, позволило осуществить производство промышленной партии режущего инструмента для гранулирования полипропилена и полиэтилена на ряде предприятий.

Немаловажным фактором является то, что эта сталь легирована хромом и вольфрамом в достаточном количестве. Эти элементы являются карбидообразующими, и, естественно, представляет существенный интерес процесс взаимодействия такого сильного карбидообразующего элемента, как ванадий, с другими элементами, наиболее часто присутствующими в легированных инструментальных сталях.

Вторая группа сплавов подвергалась исследованиям подобно первой группе сплавов. Это позволило произвести необходимые сравнения и сделать обобщающие выводы о влиянии ванадия на структуру сплавов, их технологические свойства и служебные характеристики.

При выборе состава сплавов и, в частности, равновесного содержания углерода и ванадия, целесообразно воспользоваться результатами работы [17]. Из этой работы следует, что в присутствии карбидообразующих элементов рациональное содержание углерода зависит от их содержания и определяется соотношением.

$$\% \text{C} = 0,056 \% \text{Cr} + 0,0304 \% \text{W} + 0,0521 \% \text{Mo} + 0,191 \% \text{V} + 0,25 \% \text{Ti}.$$

Во всех плавках с увеличением процентного содержания ванадия пропорционально повышалось содержание углерода. Это связано с тем, что ванадий является карбидообразующим элементом. Причем его карбидообразующая активность, т. е. сродство с углеродом, высока. Так, ванадий имеет большее сродство с углеродом, нежели Mo, Cr, W и др., уступая лишь титану и ниобию [13].

Исходя из большого сродства ванадия с углеродом, необходимо обеспечивать при плавке строгое соотношение между ними. В противном

случае ванадий может связать в карбиды весь углерод и тем самым обеднить твердый раствор (аустенит) в сплаве. Карбиды ванадия практически мало растворимы в аустените, и при закалке в этом случае получится низкоуглеродистый мартенсит и недостаточная твердость. При недостаточном содержании углерода в легированных сталях с ванадием уменьшается количество карбидов $M_{23}C_6$ и M_6C , насыщающих твердый раствор углеродом при закалке. За счет интенсивного образования карбидов ванадия VC в этом случае в структуре даже при высоком нагреве под закалку сохраняется избыточный феррит [13] или, в лучшем случае, малоуглеродистый мартенсит с низкой твердостью.

В выплавленных образцах, рассматриваемых в данной работе, при повышении процентного содержания ванадия одновременно увеличивали содержание углерода в количестве, требуемом для образования карбида MC . В этом карбиде каждый процент ванадия связывает 0,2 % углерода [13].

Основой для изучения состояния сплавов, их фазового состава служат диаграммы состояния сплавов. В данном случае в первом приближении можно использовать диаграмму $Fe-C-V$, следовательно, состояние и фазовый состав необходимо изучать на тройной диаграмме состояния. Но тройные диаграммы очень сложны, недостаточно исследованы, и использование их на практике затруднительно [19]. Поэтому пользуются изотермическими разрезами диаграммы состояния $Fe-C-V$ при температурах 20, 750, 900 и 1100 °C (см. рисунок 1.13) [43].

Данные диаграммы приводятся для равновесного состояния, но в реальности такие условия соблюдения трудно и, естественно, области существования сдвигаются в сторону меньших или больших концентраций элементов. Это относится к данным условиям, так как в процессе реальных охлаждений и нагревов равновесие нарушается. Однако в первом приближении данные диаграммы можно использовать для анализа фазового состояния для той или иной температуры.

С помощью изотермических разрезов диаграммы состояния можно, не приступая к реальному исследованию, сделать заключение о фазовом составе сплавов. Так, из изотермического разреза, полученного при температуре 20°, (см. рисунок 1.13, а) следует, что фазовый состав всех сплавов следующий: $\alpha + V_4C_3 + Fe_3C$ (далее будет показано, что в карбиде MC может быть дефицит атомов ванадия, и тогда карбид будет иметь формулу V_4C_3 , однако тип решетки и свойства остаются такими же, как у карбида VC).

При температуре 900 °C (см. рисунок 1.13, в) фазовый состав будет $\gamma + V_4C_3$, подобный состав будет и при 1100 °C (см. рисунок 1.13, г). Результаты анализа подтверждаются, как будет показано далее, экспериментальными данными.

С этой целью было выплавлено две группы сталей. Первая группа – это сплавы на основе инструментальной стали У10 с содержанием ванадия от 2 до 10 % (см. таблица 2.1). Целью исследования этой группы сталей является изучение влияния только ванадия на формирование структуры сплава, фазовый состав, его распределение в матрице и соотношение углерода и ванадия в литой стали.

Вторая группа сплавов (см. таблица 2.1) выплавлена на основе среднелегированной инструментальной стали типа Х6ВФ с содержанием ванадия от 2 до 10 % и переменным содержанием углерода. Целью изучения этой группы сплавов является исследование влияния содержания ванадия и углерода на структуру литого сплава, фазовый состав и распределение легирующих элементов в структуре сплава. Кроме того, исследуется соотношение углерода и легирующих элементов, обеспечивающее высокие эксплуатационные свойства и возможность обработки резанием в отожженном состоянии.

2.1 Методы получения сплавов

Плавку металла производили в промышленной плавильной индукционной установке ИСТ-0,16, вес плавки для отливки образцов для лабораторных исследований составлял 15 кг, а для отливки опытных и промышленных партий режущих элементов – 150 кг.

Шихтовыми материалами для проведения плавов являлись отходы инструментального производства в зависимости от состава выплавляемого сплава. В качестве источника ванадия, вводимого в сплав, использовался феррованадий марки ФВД (ТУМ-5У8-78) с содержанием ванадия 48 %.

Для компенсации угара таких элементов как вольфрам, хром, марганец, плавки среднелегированных сплавов подшихтовывались: ферровольфрамом марок В1, В2 (ГОСТ 17293-71), содержащим 74 % вольфрама; феррохромом марки ФХ010 (ГОСТ 4757-91), содержащим 65 % хрома; ферромарганцем марки ФМН-78 (ГОСТ 4755-90), содержащим 78 % марганца. Углерод вводился в сплав в виде боя электродного графита марки ЭГ-0. Плавки подшихтовывались из расчета угара легирующих элементов: углерод – 10 %; хром – 5 %; вольфрам – 3 %; ванадий – 5...7 %.

Плавка велась в кислом тигле под слоем шлака из расплавленного боя стекла. Плавка раскислялась ферросилицием ФС-45 (ГОСТ 1415-93), алюминием (ГОСТ 295-98), силикокальцием. Процесс велся при температуре 1460...1480 °С. Контроль температуры осуществлялся с помощью быстродействующего инфракрасного оптического пирометра *Termopoint 902MSC* фирмы «Agema» с лазерным наведением с диапазоном измерения 200...1800 °С, погрешность измерения составляла ± 1 °С, скорость одного измерения температуры 0,7 секунды.

Отливка образцов производилась в оболочковые формы по заводской технологии Томского инструментального завода (ТИЗ) и в условиях этого завода. В качестве примера на рисунке 2.1 показана подмодельная плита (400×400 мм) с моделями для отливки образцов. Данная технология

позволяет изготавливать инструменты с размерами, максимально приближенными к готовым изделиям, с припусками на окончательную механическую обработку – шлифовку. Кроме этого, данный способ отливки изделий малых размеров позволяет получить структуру сплава, близкую по своим параметрам к ковanej стали. И главная причина выбора этой технологии – высокая производительность отливки, экономичность и распространенность ее в литейном производстве и, в частности, использование данной технологии на ТИЗе, где и проводились плавки.



Рисунок 2.1 – Подмодельная плита с моделями для отливки образцов

Размер опытных образцов был максимально приближен к размеру заготовок ножей таких фирм, как «*Trusioma*», «*Werner und Pfleider*» (Германия), «*Werner und Pfleider*», «*Berstorff*» (Англия) и других, с тем расчетом, чтобы получить результаты опытных исследований, максимально приближенных к практическим целям, т. е. к изготовлению экспериментальной и производственной партии ножей данных грануляторов.

Контроль химического состава по легирующим элементам производился на оптико-эмиссионном спектрометре *PMI-MASTER Sort*. Химический состав приведен в таблице 2.1 и соответствует расчетам. Отжиг

отливки проводился по заводской технологии ТИЗа в шахтной печи. График отжига представлен на рисунке 2.2.

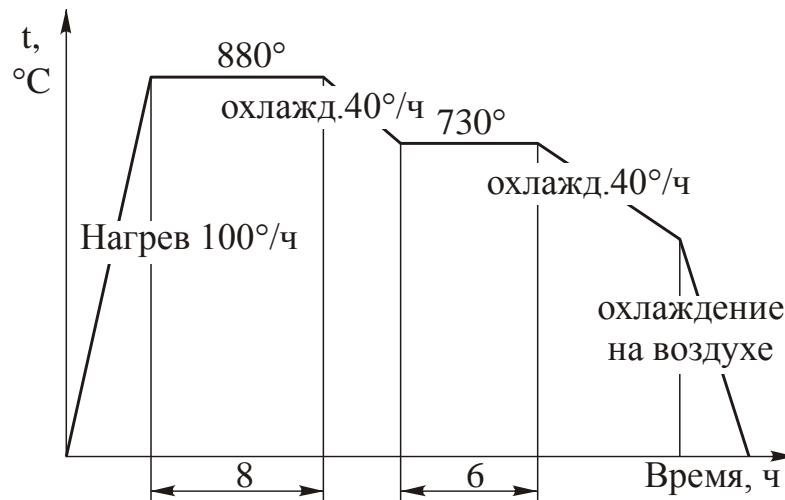


Рисунок 2.2 – Режим ступенчатого отжига

2.2 Методы исследования опытных литых образцов

2.2.1 Структурные исследования

Для металлографического исследования структуры сплавов в литом, отожженном и закаленном состоянии применяли оптические микроскопы МИМ-8М и «Axio Observer» при увеличениях $\times 200$ и $\times 800$. Проведенные сравнительные металлографические исследования структуры сплавов по сечению образцов позволяют установить, что структура сплавов по сечению образцов подобна и следует производить структурные исследования и замеры твердости на 2,0...2,5 мм от поверхности отливок.

Для расчета объемной доли и среднего размера частиц карбидов применялся оптический микроскоп МИМ-8М, цифровой фотоаппарат МДС-1500 и разработанная на кафедре «Материаловедение и технология металлов» Томского политехнического университета компьютерная программа обработки изображений «Система КОИ» [23]. Данная программа позволяет производить расчет по пятистам секущим в одном поле зрения.

Для выбора увеличения при расчете объемной доли и среднего размера карбидной фазы было произведено расчеты с тремя увеличениями ($\times 200$, $\times 600$ и $\times 800$), рисунок 2.3. При этом замечено, что количество объемной доли карбидов не изменяется в зависимости от увеличения, а средний размер карбидного зерна падает с ростом увеличения. Последнее связано с разрешающей способностью микроскопа: чем больше увеличение, тем большее количество частиц наблюдается отдельно. Но при большом увеличении появляется разброс результатов, связанный с большой неоднородностью литой структуры. Для усреднения количественных характеристик для каждого образца обшчитывалось по пять полей зрения с увеличением $\times 800$. За время работы было сделано и обработано более 1000 микрофотографий.

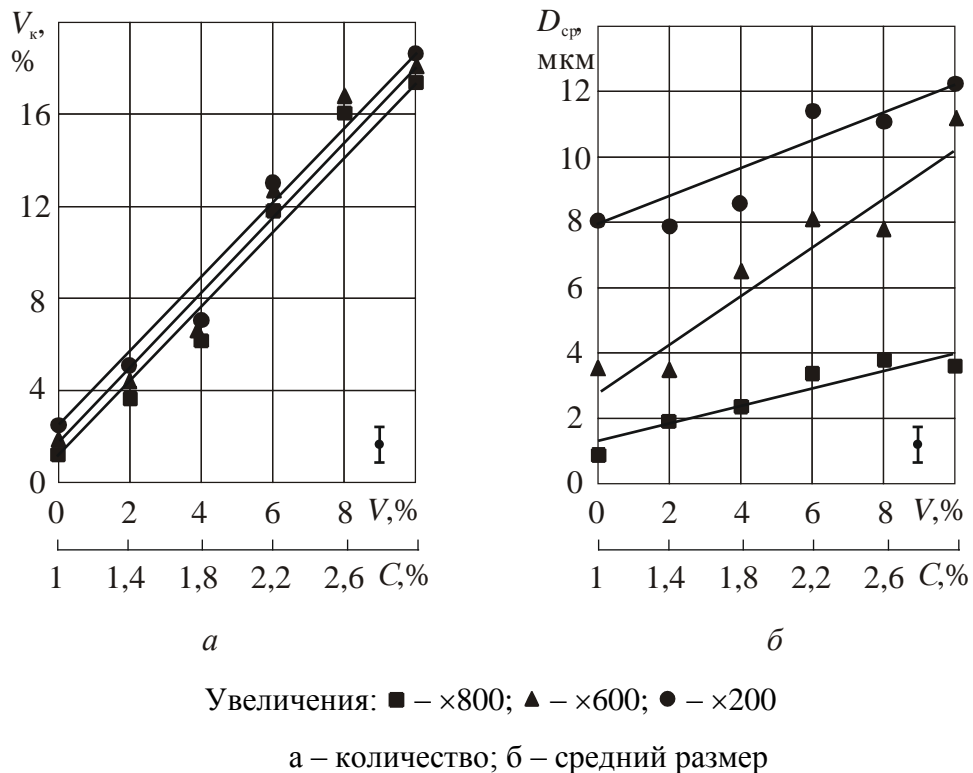


Рисунок 2.3 – Влияние содержания ванадия на параметры карбидной фазы при различных увеличениях

Нагрев под закалку образцов осуществлялся в соляных хлоробариевых ваннах. Средой охлаждения при закалке служил 10% водный раствор NaCl. Время нагрева под закалку выбиралось в зависимости от сечений образцов и в соответствии с заводскими нормами. Для растворения карбидов ванадия при закалке с высоких температур требуются и более высокие температуры отпуска. Это вызвано тем, что в процессе отпуска карбиды ванадия выделяются из твердого раствора при температурах выше 500 °С, вызывая дисперсионное твердение.

Изучение распределения элементов в структурных составляющих сплавов (твердом растворе, карбидах и эвтектических образованиях) осуществлялся с помощью микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на микроанализаторе «*Camebax-Microbeam*». Химический состав определялся методом МРСА при ускоряющем напряжении 20 кВт и токе пучка 10...8 А. Локальность анализа 3...7 мкм³. Содержание элементов в исследуемых фазах определялось путем расчета относительных интенсивностей характеристических линий в образце и эталоне посредством стандартной программы, использовался метод коррекции *ZAF*.

Рентгеноструктурный фазовый анализ осуществлялся с помощью дифрактометра ДРОН-2,0. Дифрактограмма образца записывалась в режиме непрерывной записи на ленте потенциометра. Съемку проводили в излучении кобальтового анода и в интервале углов 2θ от 40° до 70° при скорости вращения гониометра 1 град/мин. Идентификацию фаз производили по линиям отражения, не перекрытым линиями отражения других фаз.

2.2.2 Методы определения механических свойств

При выполнении работы оптимизация структуры и термической обработки исследуемых сплавов осуществлялась по показателям твердости, ударной вязкости и триботехническим характеристикам, исходя из чего, осуществлялся выбор методов механических испытаний в соответствии с

рекомендациями. Всего в работе для механических испытаний было изготовлено более 1000 образцов различной формы и размеров.

Твердость образцов в литом состоянии и после термической обработки определялась на приборе ТК-2М по методу Роквелла по ГОСТ 9013-59 с нагрузкой 150 кгс. Измерения проводили на торцевых частях образцов, контролируя параллельность двух сторон.

Для характеристики надежности материалов широко используют различные показатели трещиностойкости. Наиболее оперативным методом определения трещиностойкости является испытание на ударную вязкость. Этим методом можно достаточно надежно и просто оценивать сопротивление развитию трещин при динамическом нагружении сплавов. Ударную вязкость определяли на маятниковом копре МК-30А с максимальным запасом энергии 185 Дж. Объектами исследований служили круглые образцы диаметром 10 мм, длиной 55 мм, без надреза. Количество образцов составляло 3 для каждой серии испытаний. Ударную вязкость (KC) определяли, как отношение работы, затраченной на разрушение образца к его площади поперечного сечения:

$$KC = A/F_0,$$

где A – работа, потраченная на разрушение образца, Дж; F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца, см^2 .

Испытания образцов на трение скольжения проводили на машине трения 2168 УМТ-1 по схеме «палец-диск» (рисунок 2.4). При производстве полипропилена марки 21030 - 16 ГОСТ 26996-86, на экструдере фирмы «Werner und Pfleider» используются режимы, обеспечивающие скорость резанья 9...10 м/с и усилие прижима ножей 230...245 Н. Испытание образцов на трение проводилось на аналогичных режимах. Скорость вращения диска составляла 1000 об/мин, радиус скольжения – 0,09 м, что соответствовало линейной скорости 9,42 м/с. Задавалась нагрузка 235 Н, при этом номинальное давление на образец достигало 10 кг/см². Испытания проводились без смазочной среды. Во время эксперимента фиксировались

значения момента силы трения. Измерения износа производились с помощью микрометрического индикатора часового типа ИЧ-10 с точностью ± 10 мкм.

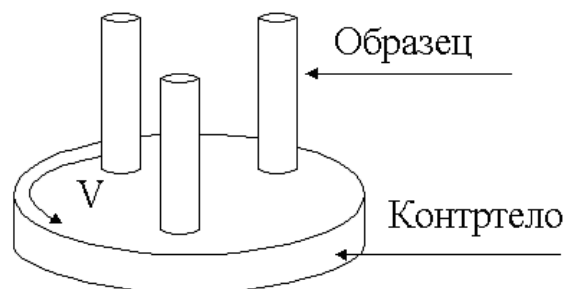


Рисунок 2.4 – Схема испытаний на трение скольжения по схеме «палец-диск»

Исследование изношенной поверхности проводились с применением оптических микроскопов МИМ-8М и «*Axio Observer*».

3 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА, ВАНАДИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ СТАЛИ У10

В данной главе приведены результаты исследования влияния ванадия и углерода на микроструктуру сплавов на основе отходов углеродистой инструментальной стали У10. Установленные закономерности влияния ванадия и углерода на формирование структуры сплавов, форму и размеры структурных составляющих позволяют создавать сплавы с оптимальным соотношением ванадия и углерода для получения требуемых свойств.

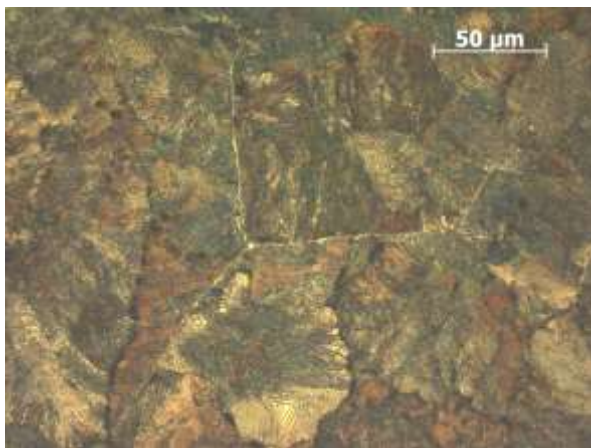
3.1 Исследование структуры и твердости углеродистых сплавов с различным содержанием ванадия в литом состоянии

Анализ структуры сплавов в литом состоянии проводился для оценки образующейся карбидной фазы, ее величины и формы.

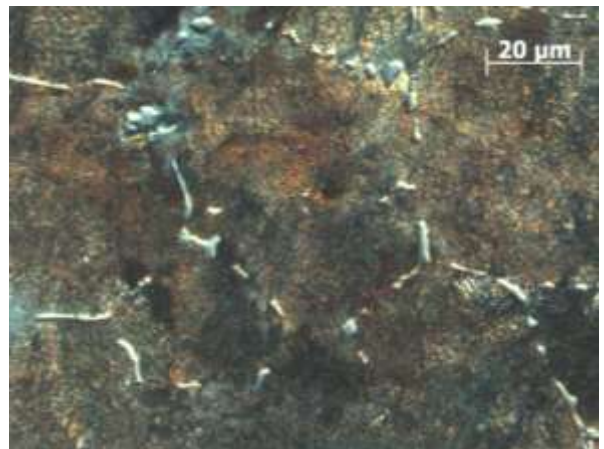
На рисунках 3.1 и 3.2 представлены микроструктуры сплавов на основе отходов стали У10 с различным содержанием ванадия и углерода.

Структура литой стали У10 (рисунок 3.1, *а*) представляет собой классический пример структуры заэвтектоидной стали – сплошная карбидная сетка, окружающая зерна пластинчатого перлита. При легировании сплава 2...4 % V (рисунок 3.1, *б, в*) при малом увеличении заметно, что карбидная сетка местами еще сохраняется, а при большем увеличении видно, что происходит дробление сетки и наблюдается более компактная форма карбидов, а пластинчатый перлит сохраняется.

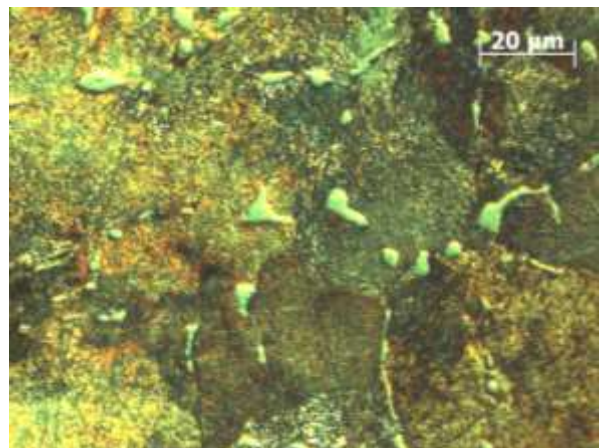
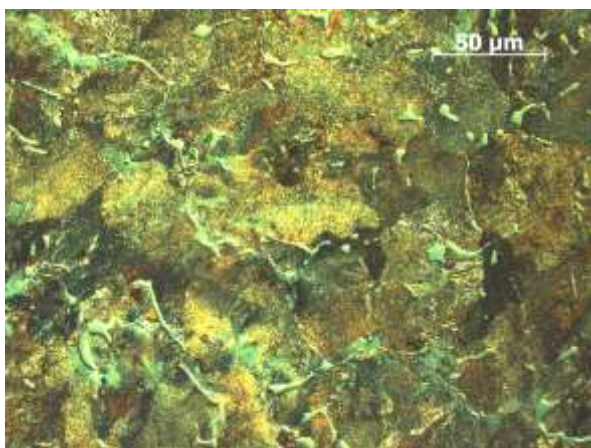
При большем содержании ванадия в пределах 8...10 % (рисунок 3.2, *б, в*) наблюдается практически полный разрыв карбидной сетки, карбидная фаза представлена в основном 3 специфическими формами: «лучистую», раздробленной карбидной сетки и квадрата.



a



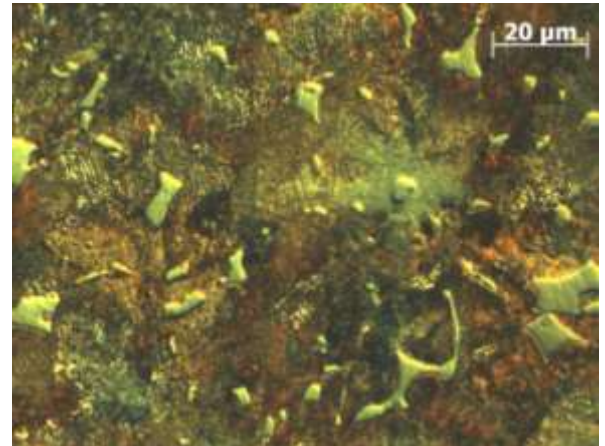
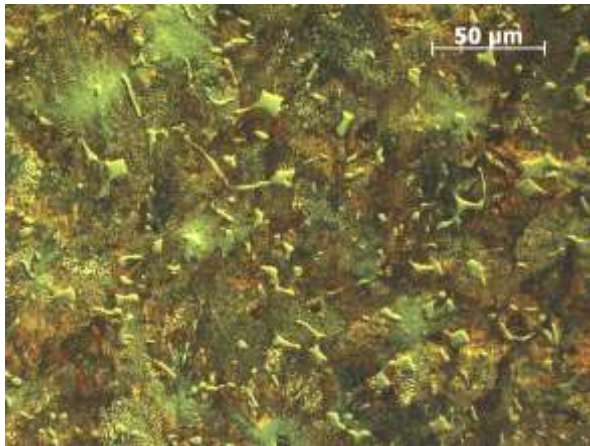
б



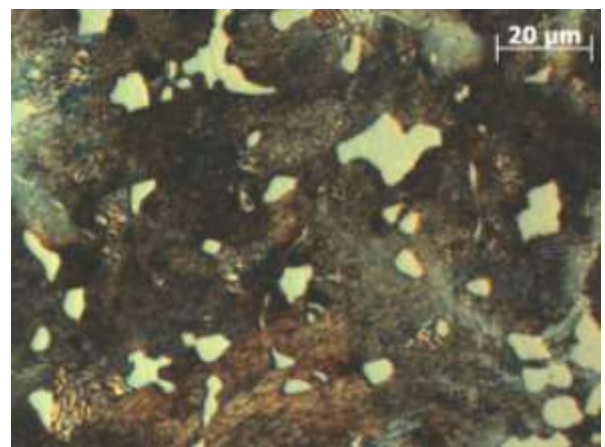
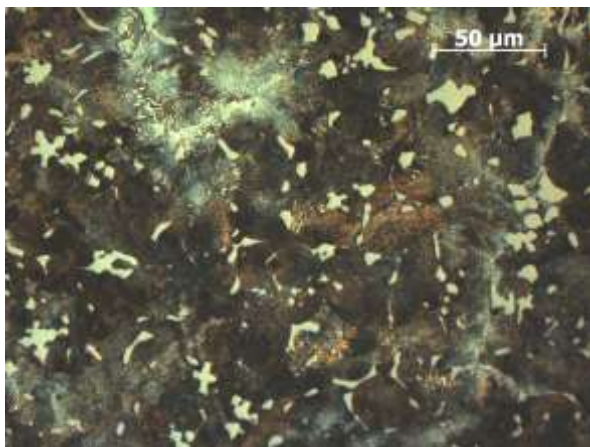
в

a – У10; *б* – 140Φ2; *в* – 180Φ4

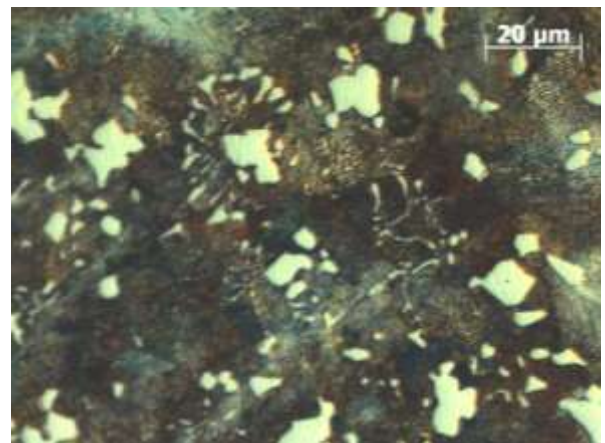
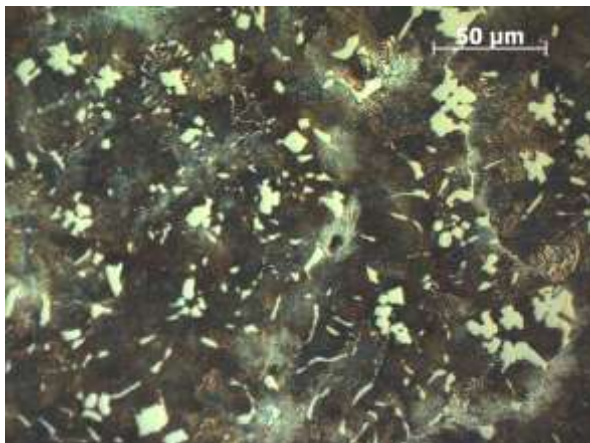
Рисунок 3.1 – Микроструктура литых сплавов на основе отходов стали У10



a



б



в

a – 220Ф6; *б* – 260Ф8; *в* – 300Ф10

Рисунок 3.2 – Микроструктура литых сплавов на основе отходов стали У10

В исследуемых сплавах (рисунок 3.2) видно, что при больших содержаниях ванадия структура состоит из зернистой основы, армированной

высокотвердыми карбидами. В работе [13] указывается, что в связи с этим ванадиевые сплавы и чугуны характеризуются высокой прочностью и заметной пластичностью.

Из фотографий микроструктуры (см. рисунок 3.2) видно, что при введении в сталь меньше 6 % ванадия происходит дробление цементитной сетки, остатки которой наблюдается в виде разорванных фрагментов. При повышении содержания ванадия до 6 % и более сетка цементита исчезает. Дальнейшее увеличение содержания ванадия до 8...10 % приводит к образованию карбидов ванадия специфической «лучистой» формы и квадрата.

Изменения в структуре сплавов при увеличении содержания ванадия и углерода оказывает влияние на твердость сплавов. С этой целью проводилось измерение твердости образцов в литом состоянии. Результаты измерения твердости приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Твердость сплавов в литом состоянии

| Маркировка сплавов | У10 | 140Ф2 | 180Ф4 | 220Ф6 | 260Ф8 | 300Ф10 |
|------------------------------|-----|-------|-------|-------|-------|--------|
| <i>HRC</i> в литом состоянии | 27 | 38 | 39 | 41 | 43 | 43,5 |

Повышение твердости литых сплавов с увеличением содержания ванадия связано с увеличением объемной доли карбидов и дисперсности феррито-цементитной смеси. Это особенно видно на фотографии микроструктуры сплава типа У10 и сплава, содержащего 2 % V (рисунок 3.1, а, б). Структура матрицы представляет собой пластинчатый перлит. Твердость литых сплавов с содержанием ванадия более 2 % несколько повышается, так как возрастает доля карбидной фазы и идет большее измельчение феррито-цементитной матрицы и повышается содержание углерода в эвтектоиде [13] (рисунок 3.2, б, в).

Было замечено, что при дальнейшем увеличении содержания ванадия до 6 % и выше, помимо крупных карбидов, все поле зрения покрыто очень мелкими карбидами, что приводит к повышению твердости сплавов с увеличением содержания ванадия и углерода.

Структуры мартенсита при отливке углеродистых сплавов с ванадием не обнаружено. Известно, что ванадий незначительно влияет на критическую скорость охлаждения, сдвигая С-образную диаграмму немного вправо. Диаграмма изотермического превращения углеродистой стали с 2,29 % ванадия приведена на рисунке 1.14 [115]. В литой структуре возможно образование более дисперсных, чем перлит, структурных составляющих, таких как сорбит, троостит и бейнит.

При исследовании влияния состава сплава на твердость в литом состоянии наблюдается повышение твердости сплавов с увеличением содержания ванадия до 10 % за счет увеличения доли карбидной фазы и измельчения структурной составляющей.

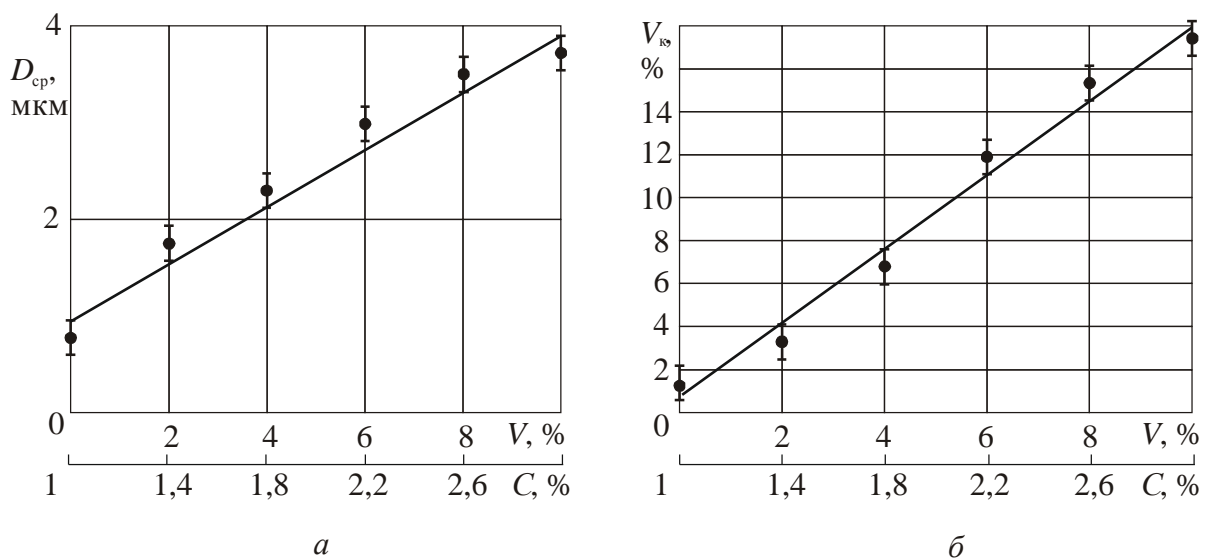
Анализ микроструктуры сплавов и значений твердости в литом состоянии позволяет установить, что с повышением доли ванадия и углерода объем и распределение карбидной фазы изменяется. Поэтому необходимо исследовать эти параметры. Количественная оценка параметров структуры материалов является одной из задач в исследовательских работах по определению влияния технологических факторов и различных видов обработки материалов. В разделе приведены результаты оценки количественных характеристик микроструктуры исследуемых сплавов с помощью компьютерной программы «Система КОИ» (раздел 2.2).

Суммарный объем карбидов в зависимости от содержания ванадия в сплаве по результатам данного анализа показан на (рисунок 3.3, б). На рисунке 3.3, а представлены данные по влиянию содержания ванадия на размеры карбидной фазы.

По результатам исследований количественных характеристик карбидных включений (рисунок 3.3) видно, что в структуре сплавов средний

размер карбидов увеличивается от 0,5 мкм (плавка № 1, сталь У10) до 3,7...3,8 мкм (плавка № 5, сплав 260Ф8, плавка № 6, сплав 300Ф10).

Исследования структуры сплавов показали, что в сплавах с ванадием не наблюдается крупных скоплений карбидных фаз, а их равномерное распределение по сечению способствует приданию сплавам достаточно высокой прочности и пластичности [13]. Как следует из рисунка 3.3, количество карбидной фазы возрастает с увеличением содержания ванадия, что повышает износостойкость на истирание.



a – размер; b – количество

Рисунок 3.3 – Влияние содержания ванадия на параметры карбидной фазы в литых образцах на основе отходов стали У10 при разрешающей способности микроскопа $\mu = 0,29$ и увеличении $\times 800$

В связи с тем, что морфология карбидной фазы имеет несколько характерных форм («лучистую» и квадрата), определялся их химический состав. Анализ химического состава проводился на электронно-зондовом рентгеновском микроанализаторе. На рисунке 3.4 представлена микроструктура сплава плавки № 5 (260Ф8).

Для определения количества ванадия в карбидной фазе и матрице литого сплава проводился анализ в характеристическом рентгеновском

излучении ванадия (рисунок 3.5). Данные микрорентгеноспектрального анализа позволяют сделать вывод о том, что подавляющее количество ванадия сосредоточено в карбидной фазе.

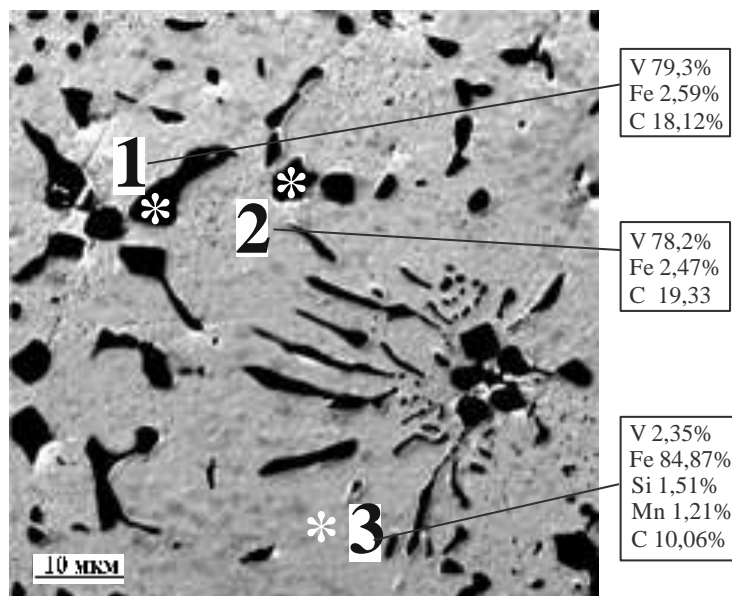


Рисунок 3.4 – Микроструктура и результаты МРСА сплава № 5 (260Ф8)

С помощью МРСА проведен количественный химический анализ видов карбидов различных фракций и форм. Результаты анализа, полученные при исследовании, позволяют сделать вывод о том, что во всех разновидностях формы и размера карбидных фаз основными элементами являются ванадий и углерод. Следовательно, эти включения являются карбидами ванадия, так как химический состав соответствует карбидам ванадия и не зависит от формы и размера.

Как отмечалось ранее, уже при содержании ванадия более 4 % карбиды приобретают специфическую форму карбида ванадия.

Из рисунка 3.4 следует, что в состав карбида ванадия входит и железо, что не противоречит данным, приведенным в работе [13], о том, что в составе карбида могут присутствовать и другие элементы (вольфрам, молибден, хром), причем в значительных количествах.

При кристаллизации сплава в матрице могут происходить различные процессы распада аустенита: перлитное, троститное, бейнитное и даже мартенситное превращение. Исходя из высокой дисперсности структурных составляющих и относительно большого размера зонда при локальном анализе ($3 \dots 7 \text{ мкм}^3$) можно сделать лишь усредненную оценку состава этих структурных составляющих.

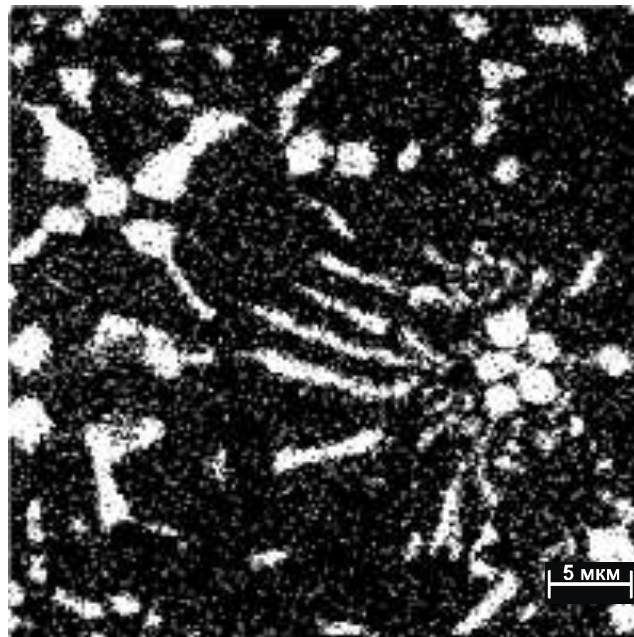


Рисунок 3.5 – Плавка № 5 (260Ф8) в излучении ванадия

Следует отметить, что во всех структурных составляющих находится ванадий.

Анализ рисунка 3.4 позволяет установить, что исследованные точки имеют различный состав. Так, в зоне точек 1 и 2 химический состав близко соответствует карбиду ванадия типа MC. Состав точки 3, по всей видимости, принадлежит пересыщенному твердому раствору α .

Более точную оценку фаз можно получить после проведения рентгеноструктурного анализа. При этом необходимо учитывать, что литая структура характеризуется высокой неоднородностью, в том числе по химическому составу. Кроме того, при кристаллизации в различных

температурных интервалах возможно образование большого набора структурных составляющих, имеющих различный химический состав.

Тип карбидов в сплавах определялся с помощью рентгеноструктурного анализа. Типичные дифрактограммы этих сплавов приведены на рисунках 3.6 и 3.7. Данные дифрактограммы получены на установке «Дрон-2» в кобальтовом излучении.

На дифрактограмме литого сплава на основе отходов стали У10 (плавка № 1, рисунок 3.6) наблюдается наличие твердого раствора Fe_α и карбида железа типа Me_3C , т. е. цементита Fe_3C .

Карбид ванадия образуется в нетеплостойких сталях, имеющих карбид Me_3C , уже при небольшом содержании ванадия [13]. Об этом свидетельствует дифрактограмма сплава с 2 % V (плавка № 2, сплав 140Ф2, рисунок 3.6). На этой дифрактограмме уже имеется, помимо максимумов Fe_α и Fe_3C , дифракционный максимум, характерный для карбида MC.

С увеличением содержания ванадия интенсивность дифракционного максимума, соответствующего карбиду MC, возрастает, что вызвано увеличением количества карбидной фазы MC. Это видно на дифрактограмме сплава с 8 % V (плавка № 5, сплав 260Ф8, рисунок 3.7).

В ряде работ [11, 13] полагают, что в ванадиевых сплавах может присутствовать карбид ванадия типа V_4C_3 . Однако, в работе [13] указывается, что формула MC отвечает идеальному строению и содержанию углерода. В действительности, карбид может иметь дефицит по углероду, и формула карбида может отличаться, но тип карбида остается неизменным. Данные рисунки 3.3 свидетельствуют о том, что в карбиде MC присутствует и железо.

Исходя из результатов рентгеноструктурного анализа (рисунки 3.6 и 3.7) и данных в работе [13] можно сделать вывод о том, что введение в углеродистую сталь ванадия от 2 % до 10 % приводит к образованию карбида MC. При увеличении содержания ванадия интенсивность дифракционного максимума, характеризующего карбид ванадия, возрастает, что свидетельствует об увеличении объемной доли карбида ванадия.

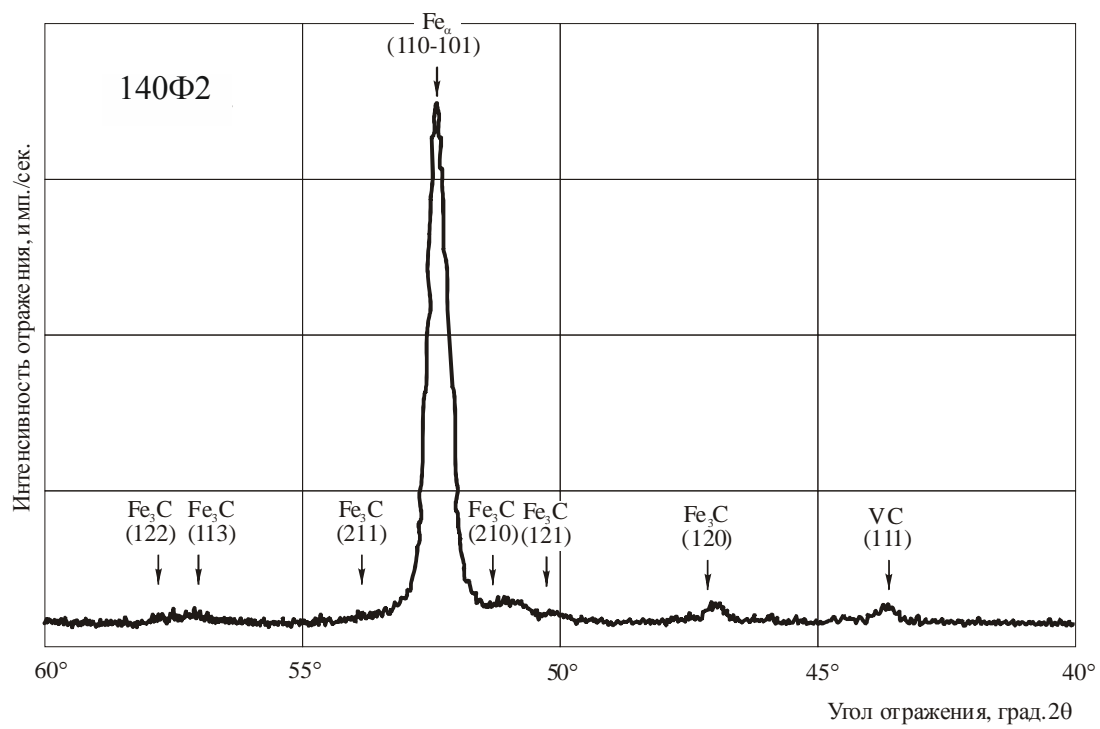
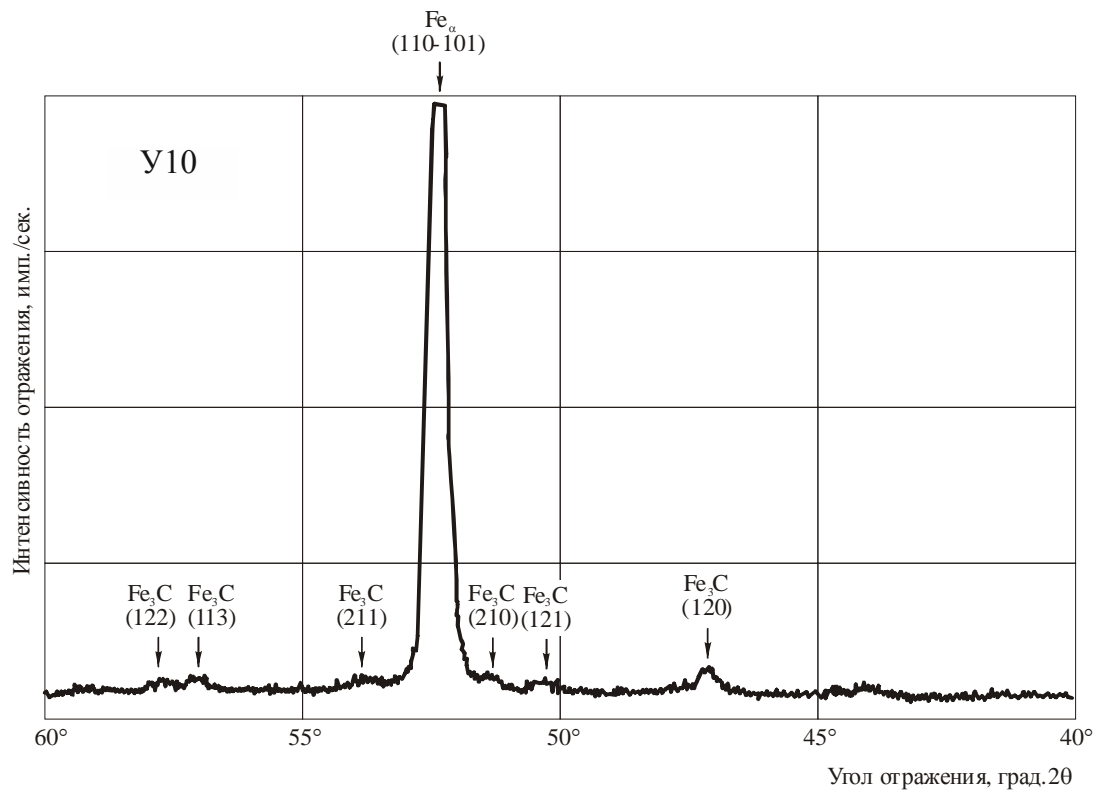


Рисунок 3.6 – Дифрактограмма литых сплавов У10 и 140Ф2

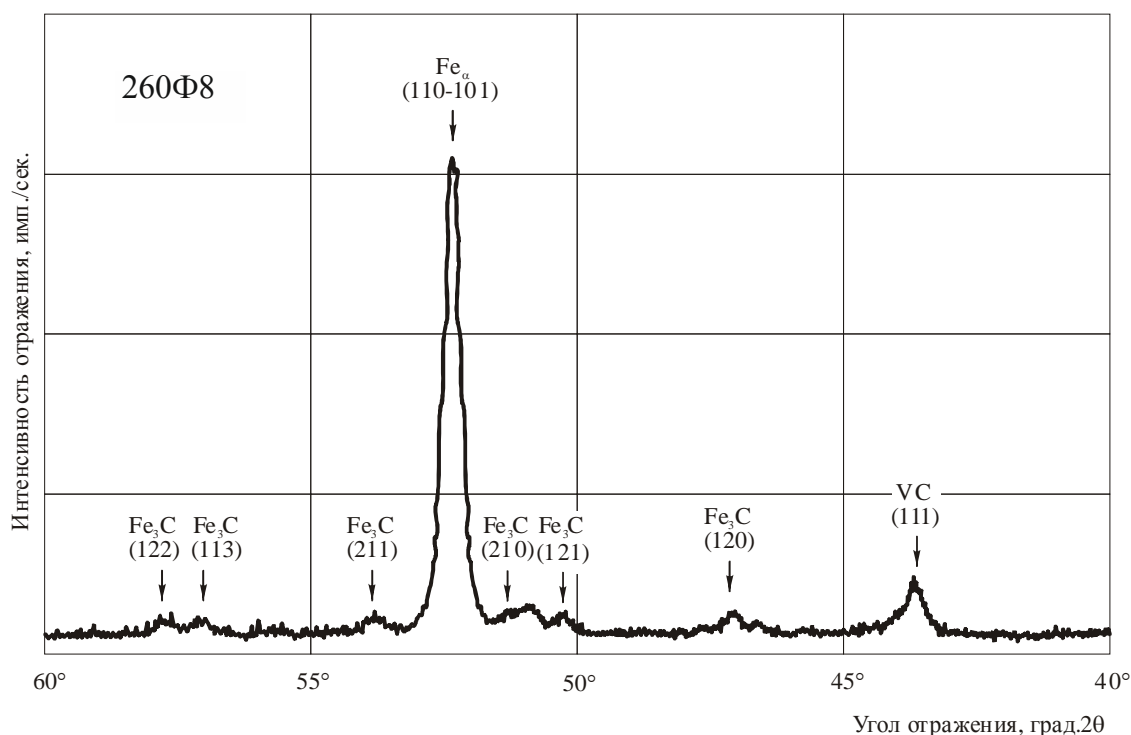


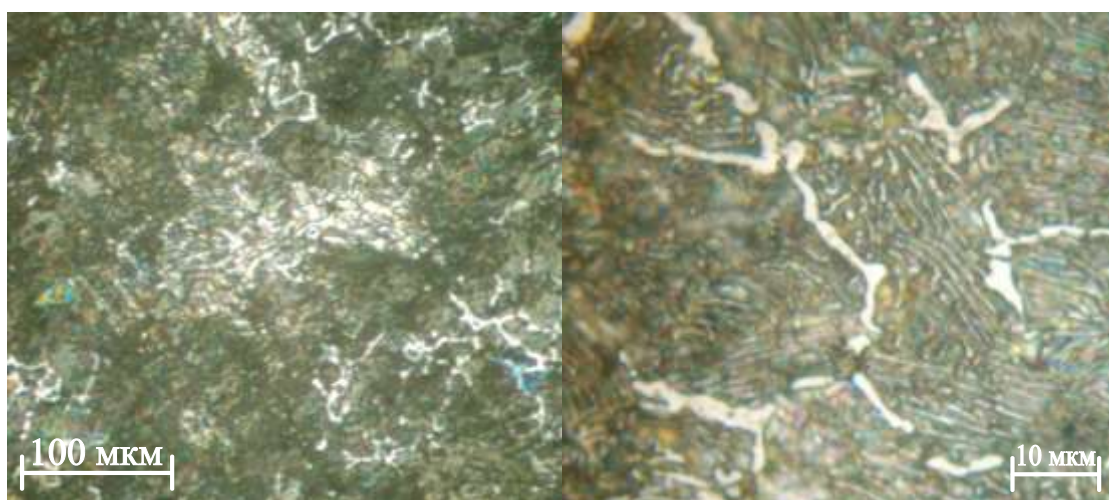
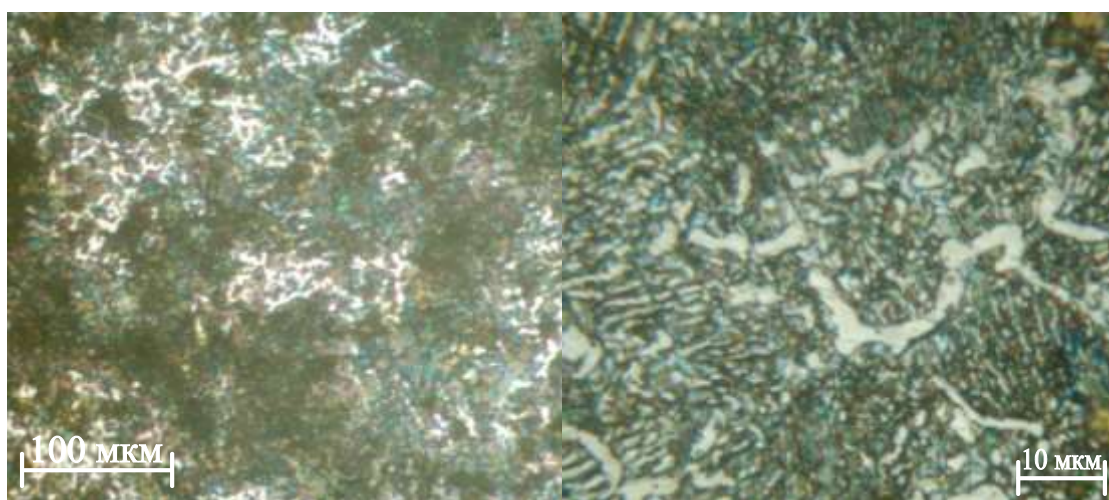
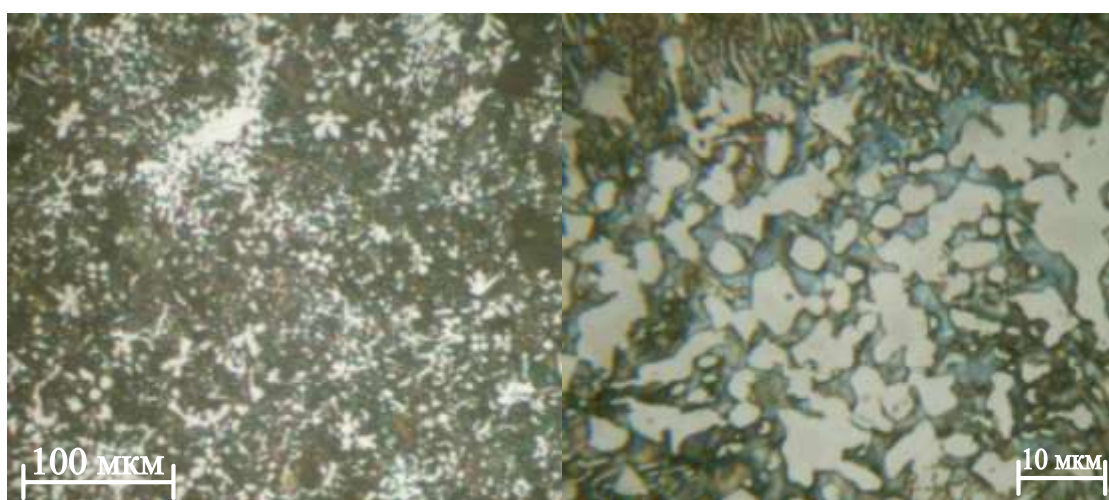
Рисунок 3.7 – Дифрактограмма литого сплава 260Ф8

Анализ полученных рентгенограмм литой стали У10 и сплавов 140Ф2, 260Ф8 позволяет установить следующее.

Введение в сплав ванадия даже в небольших количествах (2 %) приводит к появлению карбида МС. Однако это ни в коей мере не приводит к исчезновению карбида железа (Fe_3C). Мнение, что карбид ванадия не участвует в образовании цементитной сетки [13], расходится с данными металлографического анализа структуры изучаемых сплавов и данными, полученными МРСА структуры сплава.

3.2. Исследование структуры и твердости литых отожженных сплавов на основе отходов стали У10 с различным содержанием ванадия

Отжиг литых сплавов необходим для изменения строения матрицы с целью понижения твердости для облегчения механической обработки и снижения напряжений, возникших при литье. Поэтому был выбран режим ступенчатого отжига, часто используемого для среднелегированных инструментальных сталей; график отжига представлен на рисунке 2.2.

*a**б**в*

a – У10; *б* – 140Φ2; *в* – 260Φ6

Рисунок 3.8 – Микроструктура литых отожженных сплавов

Отжиг производился в камерной печи с засыпкой чугунной стружкой.

Анализ структуры данных сплавов с увеличением $\times 100$ (рисунок 3.8) позволяет установить, что общая картина распределения карбидной фазы практически не меняется. При малых количествах ванадия можно обнаружить частично сфероидизированные карбиды, представленные в виде разорванной карбидной сетки (рисунок 3.8, *а*).

При увеличении $\times 800$ в сплавах с содержанием ванадия до 2 % и в стали У10 (рисунок 3.8, *а, б*) наблюдаются частичные процессы коагуляции и сфероидизации пластинчатого перлита.

В сплавах с содержанием ванадия 6...8 % структура матрицы существенных изменений не претерпела (рисунок 3.8, *в*). Структура состоит из относительно равномерно распределенных крупных карбидов и зернистого перлита.

Что касается крупных карбидов, то их размеры и форма мало изменились. Крупные карбиды имеют специфическую для высокованадиевых сплавов «лучистую» форму и форму квадрата.

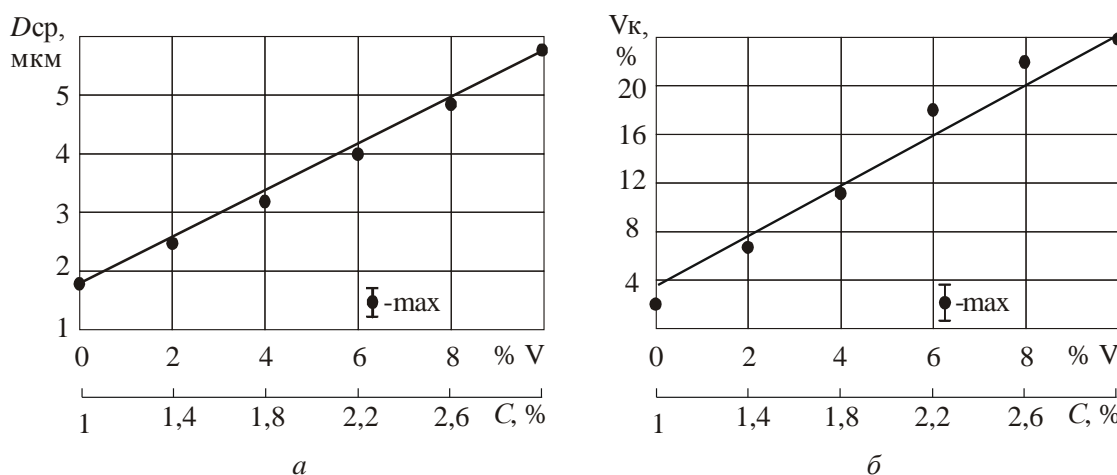
Сопоставляя результаты замеров твердости в литом и отожженном состоянии (таблица 3.2), можно сделать следующий вывод: в процессе отжига не происходит значительного снижения твердости. Это объясняется тем, что существенных изменений в структуре сплавов не происходит. Кроме того, следует полагать, что матрица сплавов после отливки, как это следует из анализа микроструктуры, представляет собой феррито-карбидную смесь различной дисперсности. В процессе отжига, как было показано выше, происходили частично процессы коагуляции и сфероидизации, в основном карбидов цементитного типа. Возможно и частичное обеднение углеродом твердого раствора. В результате следует отметить, что отжиг, применяемый для среднелегированных инструментальных сталей, вызывает некоторое уменьшение твердости, не вызванное существенным изменением структуры. При этом ванадий, вследствие низкой растворимости в твердом растворе, практически не влияет на процессы, происходящие в матрице. Однако

твердость сплавов с высоким содержанием ванадия, как в литом, так и в отожженном состоянии, достаточно высока вследствие упрочнения за счет большого количества мелких карбидов (см. рисунок 3.8) и легированности ванадием твердого раствора.

Таблица 3.2 – Твердость сплавов в литом и отожженном состоянии

| Маркировка сплавов | У10 | 140Ф2 | 180Ф4 | 220Ф6 | 260Ф8 | 300Ф10 |
|------------------------------|-----|-------|-------|-------|-------|--------|
| <i>HRC</i> в литом состоянии | 27 | 38 | 39 | 41 | 43 | 43,5 |
| <i>HRC</i> после отжига | 15 | 23 | 26 | 33 | 33,5 | 34 |

На рисунке 3.9 представлены графические зависимости размера карбидной фазы и их количества от содержания ванадия после отжига литых сплавов. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что средний размер карбидной фазы после отжига несколько увеличился за счет процесса сфероидизации карбидов цементитного типа, что было отмечено при изучении структуры сплавов в отожженном состоянии. В структуре сплавов наблюдалось дробление цементитной сетки и ее сфероидизация (см. рисунок 3.8).



a – средний размер, b – количество

Рисунок 3.9 – Влияние содержания ванадия на параметры карбидной фазы в литых отожженных образцах на основе отходов стали У10 при разрешающей способности микроскопа $\mu = 0,29$ мкм или $\times 800$

Количество карбидной фазы с увеличением содержания ванадия и углерода практически линейно возрастает. В процессе отжига по сравнению с литым состоянием дополнительно выделяются карбиды из твердого раствора, а также происходит их коагуляция и сфероидизация. Это приводит к понижению легированности твердого раствора и снижению твердости сплавов после отжига.

3.3 Влияние температуры закалки и отпуска на структуру и свойства сплавов на основе отходов стали У10

Температуры закалки и отпуска выбирались, в первую очередь, исходя из того, что основой сплавов была углеродистая инструментальная сталь У10. Введение в состав сплава ванадия и дополнительно углерода приводит к образованию карбидов ванадия MC, которые не растворяются в твердом растворе до высоких температур. Поэтому проводилась закалка при высоких температурах.

На основании вышеизложенного закалочные температуры были выбраны в интервале 800...1250 °С, а температуры отпуска – в интервале от 200 °С до 700 °С. Выбранные режимы термической обработки позволяют установить влияние ванадия на процессы, происходящие в данных сплавах как в процессе нагрева под закалку, так и при отпуске в широком интервале температур.

В таблице 3.3 приведены зависимости значения твердости по Роквеллу от химического состава сплавов при различной температуре нагрева под закалку сплавов и температуры отпуска.

Таблица 3.3 – Изменение твердости сплавов на основе отходов стали У10
после окончательной термической обработки

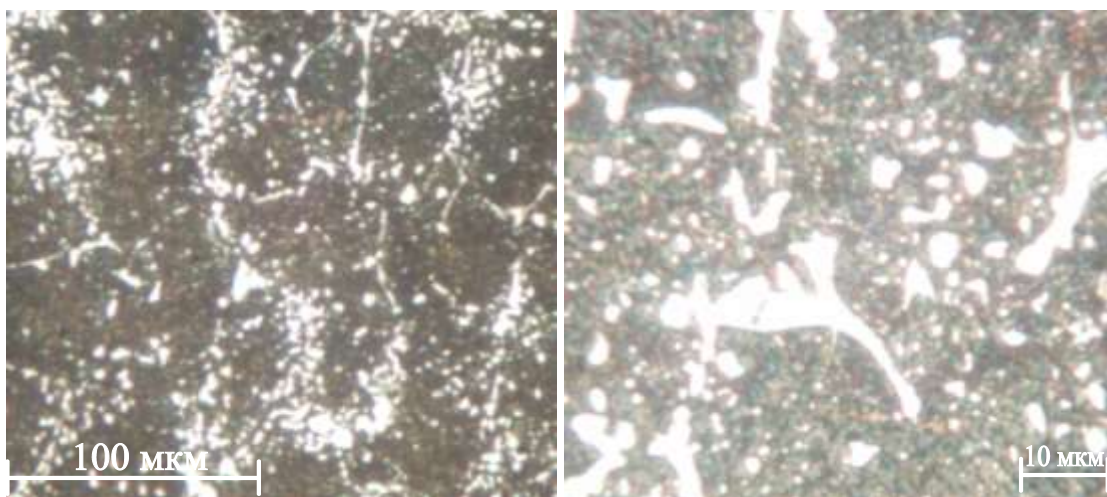
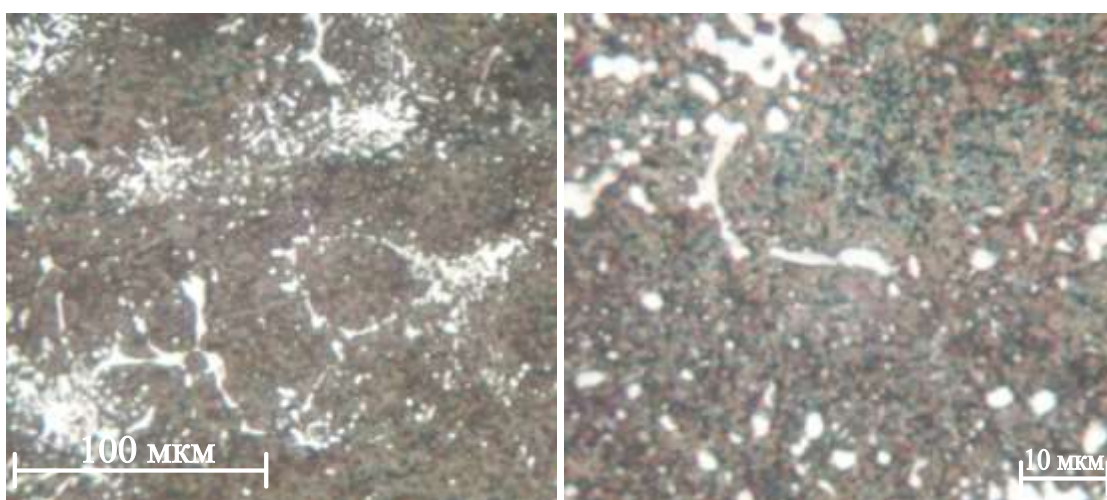
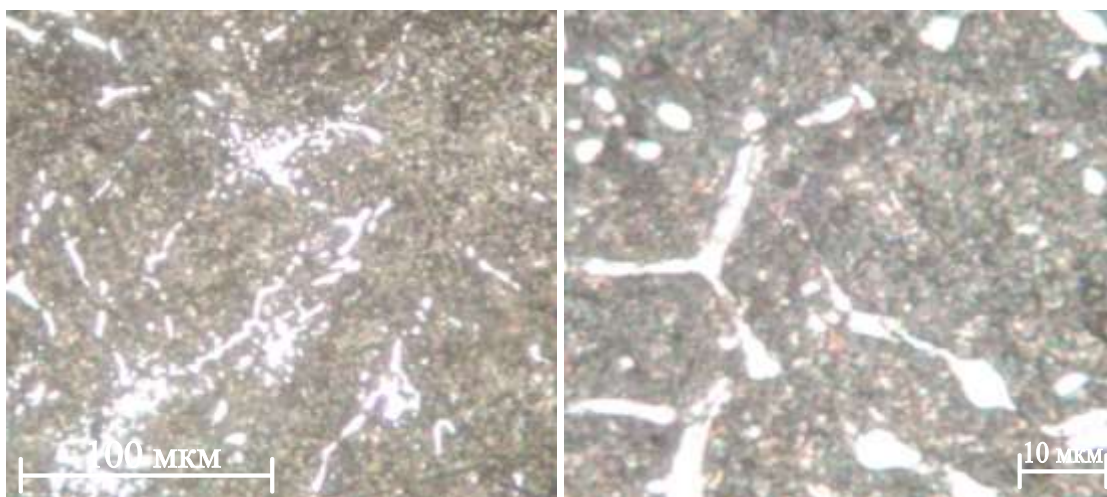
| Марки- ровка сплавов | Содержание элементов в стали, % | | | Температура закалки, °C | Твердость <i>HRC</i> | | | | | | | |
|----------------------------|---------------------------------------|----|------|----------------------------|-----------------------|-----------------------------|------|------|------|------|------|------|
| | C | V | Fe | | после закал- ки | при температуре отпуска, °C | | | | | | |
| | | | | | | 200 | 300 | 400 | 500 | 600 | 650 | 700 |
| У10 | 1 | 0 | ост. | 800 | 67 | 62,5 | 54,5 | 49,5 | 38 | 33 | 25 | 18 |
| | | | | 900 | 68,5 | 63,5 | 56,5 | 50,5 | 41 | 37,5 | 28,5 | 21 |
| | | | | 1000 | 66,5 | 63 | 57 | 49 | 42,5 | 35 | 29,5 | 23,5 |
| 140Φ2 | 1,4 | 2 | ост. | 800 | 68,5 | 63,5 | 59,5 | 53,5 | 44 | 41,5 | 35 | 29 |
| | | | | 900 | 66 | 64 | 61,5 | 55,5 | 47,5 | 44 | 35,5 | 30,5 |
| | | | | 1000 | 63,5 | 62 | 62,5 | 58,5 | 51,5 | 51 | 45 | 36 |
| | | | | 1100 | 61 | 59 | 61,5 | 57,5 | 53 | 54,5 | 49 | 39 |
| | | | | 1200 | 61,5 | 59 | 61 | 57,5 | 54 | 56 | 53 | 42 |
| | | | | 1250 | 60,5 | 59,5 | 60,5 | 57,5 | 54,5 | 56,5 | 55 | 46 |
| 180Φ4 | 1,8 | 4 | ост. | 800 | 67,5 | 64,1 | 61,5 | 55,5 | 48 | 42 | 36 | 30 |
| | | | | 900 | 68 | 64,5 | 62,5 | 57,5 | 49,5 | 45,5 | 39 | 31,5 |
| | | | | 1000 | 59,5 | 58,5 | 61,5 | 57,5 | 51,5 | 48,5 | 45,5 | 36,5 |
| | | | | 1100 | 47,5 | 49,5 | 58 | 56,5 | 54,5 | 53,5 | 50 | 40 |
| | | | | 1200 | 46 | 46,5 | 59,5 | 58,5 | 55,5 | 56,5 | 53,5 | 45 |
| | | | | 1250 | 52 | 50,5 | 59,5 | 58,5 | 56,5 | 58,5 | 56,5 | 47 |
| 220Φ6 | 2,2 | 6 | ост. | 800 | 67,5 | 65 | 61,5 | 58,5 | 50 | 46 | 39,5 | 33 |
| | | | | 900 | 68 | 65,5 | 64,5 | 59,5 | 52,5 | 48,5 | 41,5 | 34,5 |
| | | | | 1000 | 59 | 58,5 | 61,5 | 60,5 | 54,5 | 52,5 | 48 | 40 |
| | | | | 1100 | 40,5 | 40 | 45,5 | 52,5 | 53,5 | 53 | 50 | 45,5 |
| | | | | 1200 | 41,5 | 40,5 | 50,5 | 51 | 54,5 | 56,5 | 53 | 46,5 |
| | | | | 1250 | 46,5 | 44 | 51 | 53,5 | 58,5 | 59,5 | 57 | 50 |
| 260Φ8 | 2,6 | 8 | ост. | 800 | 66,5 | 64,5 | 64 | 61,5 | 52,5 | 47,5 | 40,5 | 35 |
| | | | | 900 | 68,8 | 65,5 | 65 | 62,5 | 55 | 50 | 43,5 | 37 |
| | | | | 1000 | 58,5 | 56,5 | 59,5 | 59 | 55,5 | 52,5 | 48,5 | 42,5 |
| | | | | 1100 | 39 | 40,5 | 41,5 | 44,5 | 55 | 54,5 | 51,5 | 44,5 |
| | | | | 1200 | 39,5 | 37,5 | 43,5 | 46,5 | 54,5 | 55,5 | 56 | 48,5 |
| | | | | 1250 | 40,5 | 42,5 | 48 | 48,5 | 55,5 | 57,5 | 57 | 48 |
| 300Φ10 | 3 | 10 | ост. | 800 | 66 | 64,5 | 63,5 | 62,5 | 54 | 48,5 | 43 | 34,5 |
| | | | | 900 | 68 | 66,5 | 64,5 | 62,5 | 52,5 | 51 | 44,5 | 37,5 |
| | | | | 1000 | 56,5 | 56,5 | 58,5 | 57,5 | 57,5 | 54,5 | 50 | 43 |
| | | | | 1100 | 41 | 41 | 42,5 | 42,5 | 62,5 | 56,5 | 53,5 | 44,5 |
| | | | | 1200 | 38,5 | 40 | 42 | 42 | 63 | 59,5 | 57,5 | 47 |
| | | | | 1250 | 41,5 | 41,5 | 45 | 48 | 59 | 61 | 59 | 49 |

3.3.1 Структура закаленных сплавов на основе отходов стали У10 после закалки с различных температур

На рисунках 3.10 и 3.11 представлены структуры сплавов после закалки с различных температур. Для сплавов, закаленных с низких температур (800...900 °С), структуру мартенсита выявить сложно (рисунок 3.10, *а, б*). В сталях, сохранивших при нагреве мелкое зерно аустенита, кристаллы мартенсита мелкие, они представлены в виде трудноразличимых в микроскоп игл (пластин). В данном случае наличие в сплавах мелких карбидов ванадия, которые не растворяются до высоких температур, не позволяет зерну аустенита вырасти в процессе нагрева под закалку.

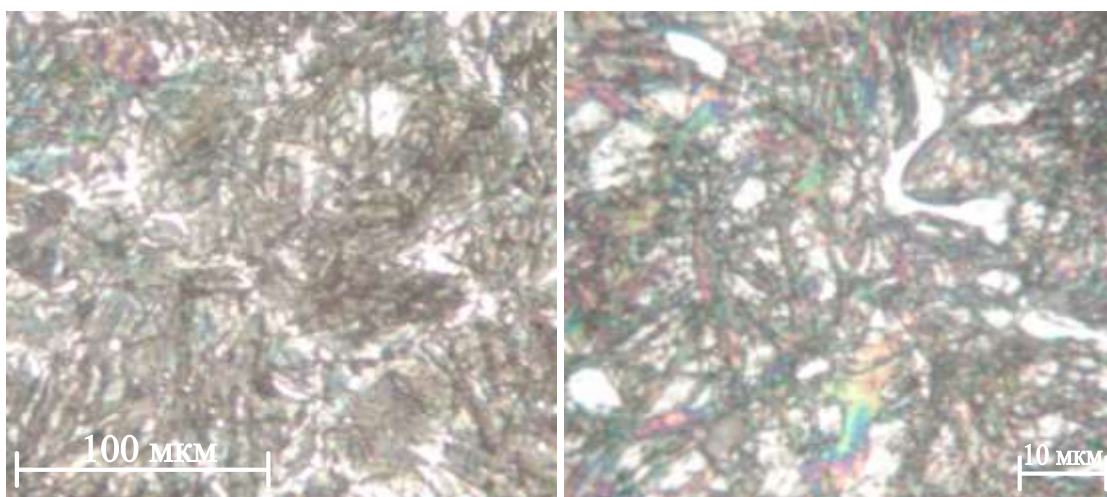
С ростом температуры закалки больше 1100 °С микроструктура меняется. При этом наблюдается частичное растворение мелких карбидов. Однако это не приводит к значительному росту аустенитного зерна и мартенсит получается мелкоигльчатым, скрытокристаллическим. И в этом случае определение величины кристаллов мартенсита с помощью оптического микроскопа невозможно, особенно в сталях, сохранивших избыточные карбиды внутри зерна (рисунок 3.10, *в* и 3.11, *а*). Ванадий, уже при содержании 0,1...0,3 %, более эффективно, чем хром, способствует сохранению мелкого зерна [13]. Карбиды являются препятствием для растущего кристалла мартенсита; кроме того, только у первых образующихся кристаллов мартенсита размер определяется величиной аустенитного зерна, тогда как остальные пересекают только часть исходного зерна.

С увеличением температуры нагрева под закалку идет более полное растворение карбидов ванадия и рост игл мартенсита. При температуре 1200...1250 °С структура сплавов представлена крупными кристаллами мартенсита (рисунок 3.11, *б, в*).

*a**б**в*

a – Тзак = 800 °С; *б* – Тзак = 900 °С; *в* – Тзак = 1000 °С

Рисунок 3.10 – Микроструктура сплава 180Ф4 после закалки

*a**б**в*

a – Тзак = 1100 °С; *б* – Тзак = 1200 °С; *в* – Тзак = 1250 °С

Рисунок 3.11 – Микроструктура сплава 180Ф4 после закалки

Следовательно, с увеличением температуры нагрева под закалку происходит растворение мелких карбидов ванадия, и чем выше температура, тем интенсивней они растворяются.

3.3.2 Влияние температуры нагрева под закалку на твердость сплавов на основе отходов стали У10

Результаты измерения твердости после закалки показаны в таблице 3.6 и в виде зависимости изменения твердости закаленных углеродистых сплавов с ванадием от температуры закалки – на рисунке 3.12.

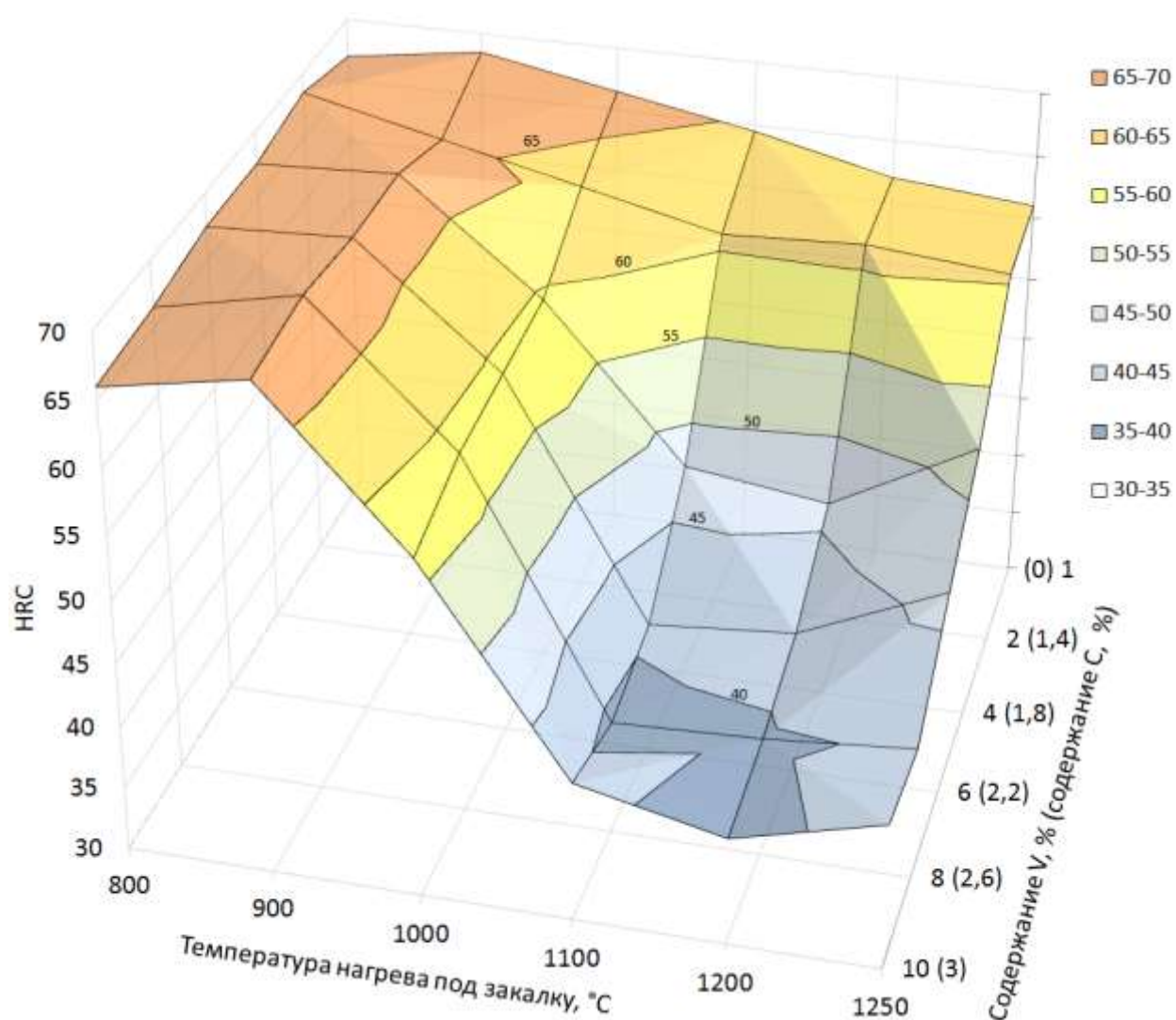


Рисунок 3.12 – Изменение твердости сплавов на основе отходов У10 в зависимости от температуры нагрева под закалку

Твердость сплавов с содержанием ванадия 4 % и более при повышении температуры нагрева под закалку выше 1000 °С непрерывно падает, что свидетельствует о насыщении аустенита ванадием и углеродом и увеличении его устойчивости при охлаждении.

В работе [13] указывалось, что карбиды ванадия начинают растворяться при нагреве лишь при 1100...1150 °С. Но данные проведенных исследований свидетельствуют о том, что уже при температуре закалки от 1000 °С наблюдается заметное снижение твердости после закалки при содержании ванадия 2 % и более. Хотя в углеродистой стали без ванадия повышение температуры не вызывает уменьшения твердости.

Если карбид ванадия начинает растворяться в аустените при более высокой температуре, то можно предположить, что источник понижения твердости при закалке иной. Возможно, ванадий находится в карбидах цементитного типа, которые начинают диссоциировать уже при температуре до 1000 °С, что приводит к повышению содержания ванадия в аустените и к повышению его устойчивости при охлаждении.

Таким образом падение твердости при закалке ванадиевых сплавов с температур выше 1000 °С происходит за счет увеличения устойчивости аустенита, легированного ванадием и углеродом.

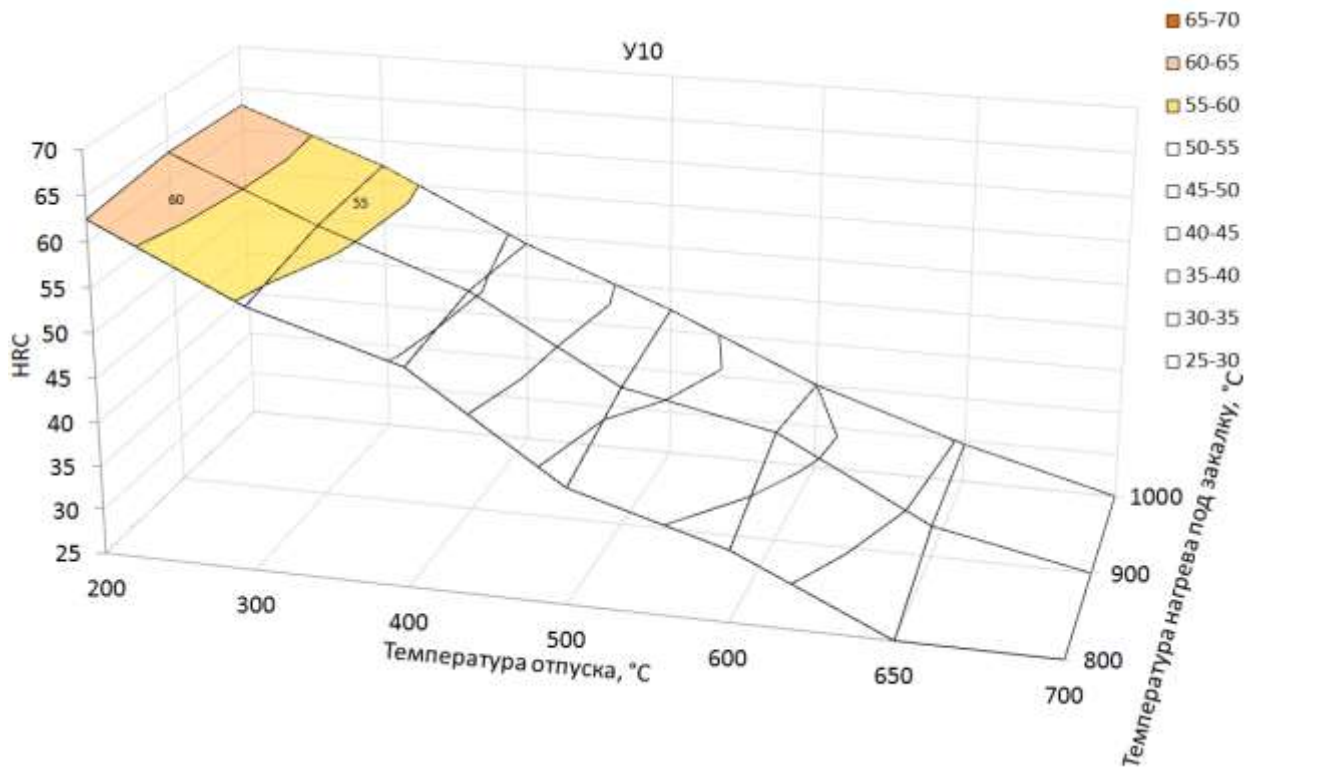
3.3.3 Изучение влияния температуры нагрева под закалку сплавов на основе отходов стали У10 на процессы, происходящие при отпуске

Образцы сплавов на основе отходов стали У10 с различным содержанием ванадия были подвергнуты последовательному отпуску при температурах в интервале 200...700 °С. На рисунках 3.13 – 3.15 представлены зависимости изменения твердости закаленных сплавов от температуры отпуска. На графиках можно различить две области повышения твердости (области выделенные желтым – ≥ 55 HRC, розовым цветом –

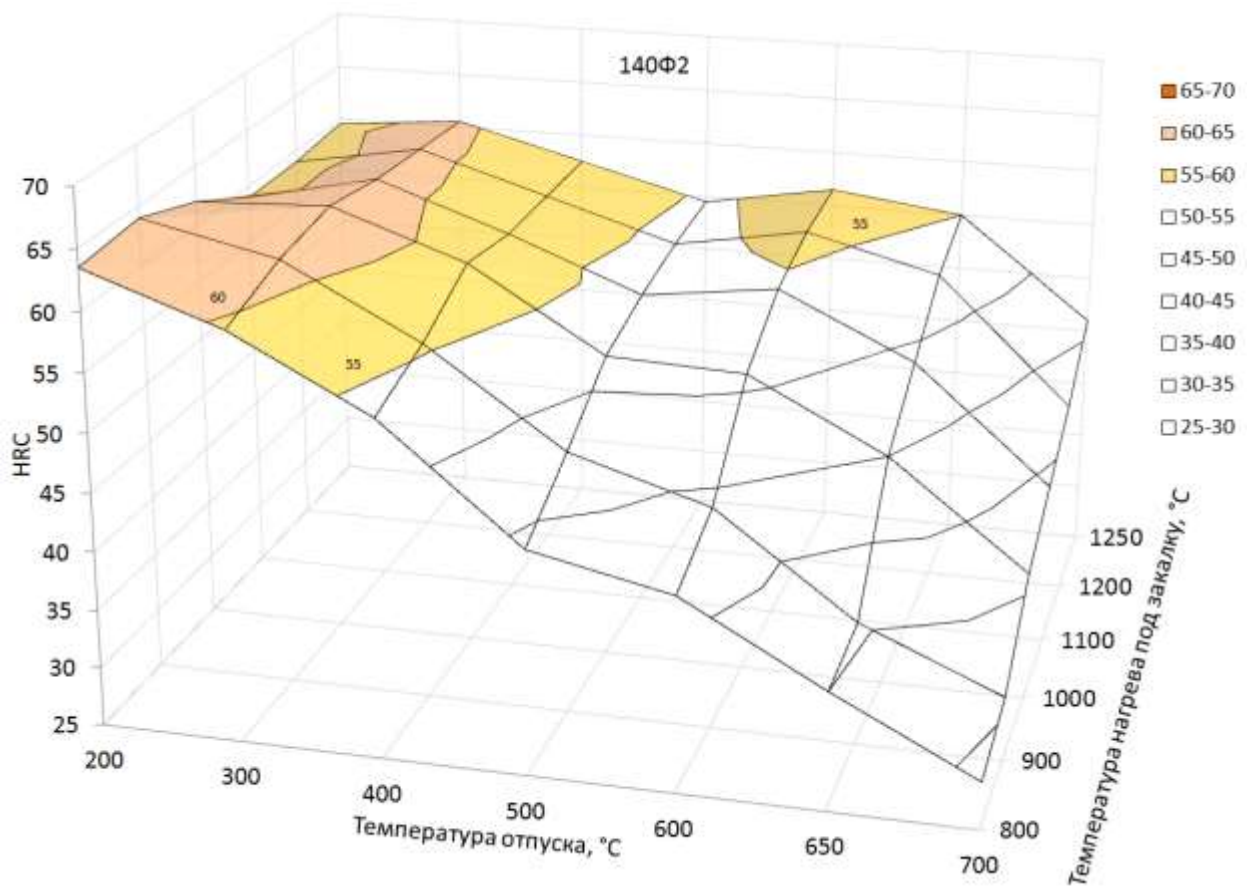
$\geq 60\text{HRC}$ и ярко оранжевого - $\geq 65\text{HRC}$). соответствующих закалке на первичную и вторичную твердость. С повышением температуры отпуска твердость закаленных сплавов понижается у сплавов с низким содержанием ванадия и сплавов, закаленных с температур ниже $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Изменение твердости стали У10 является классическим примером изменения твердости с повышением температуры отпуска, что обусловлено распадом мартенсита при температуре выше $200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Подобная зависимость наблюдается при отпуске сплавов с ванадием, закаленных с низких температур ($800\ldots 900\text{ }^{\circ}\text{C}$). Единственным источником насыщения твердого раствора аустенита углеродом может являться только цементит, так как карбиды типа MC при низких температурах закалки растворяться не могут. В этих же сплавах с 4 \% V и более, закаленных с высоких температур, при отпуске $500\ldots 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается повышение твердости (рисунки 3.14 и 3.15), т. е. эффект вторичного твердения. Причиной вторичного твердения является высокая легированность аустенита за счет частичного растворения карбидов ванадия MC и полного растворения карбида цементитного типа M_3C .

При отпуске в области температур $500\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ сплавов с высоким содержанием ванадия, закаленных от температур $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ и более, происходит существенное повышение твердости (на графике области выделенные желтым – $\geq 55\text{ HRC}$ и розовым цветом – $\geq 60\text{HRC}$). В результате отпуска при температуре $500\ldots 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит выделение мелких карбидов ванадия и мартенситное превращение обедненного аустенита при охлаждении. Данные процессы приводят к существенному повышению твердости. Этот эффект наблюдается тем больше, чем выше содержания ванадия в стали (6 \% и более), рисунок 3.15.

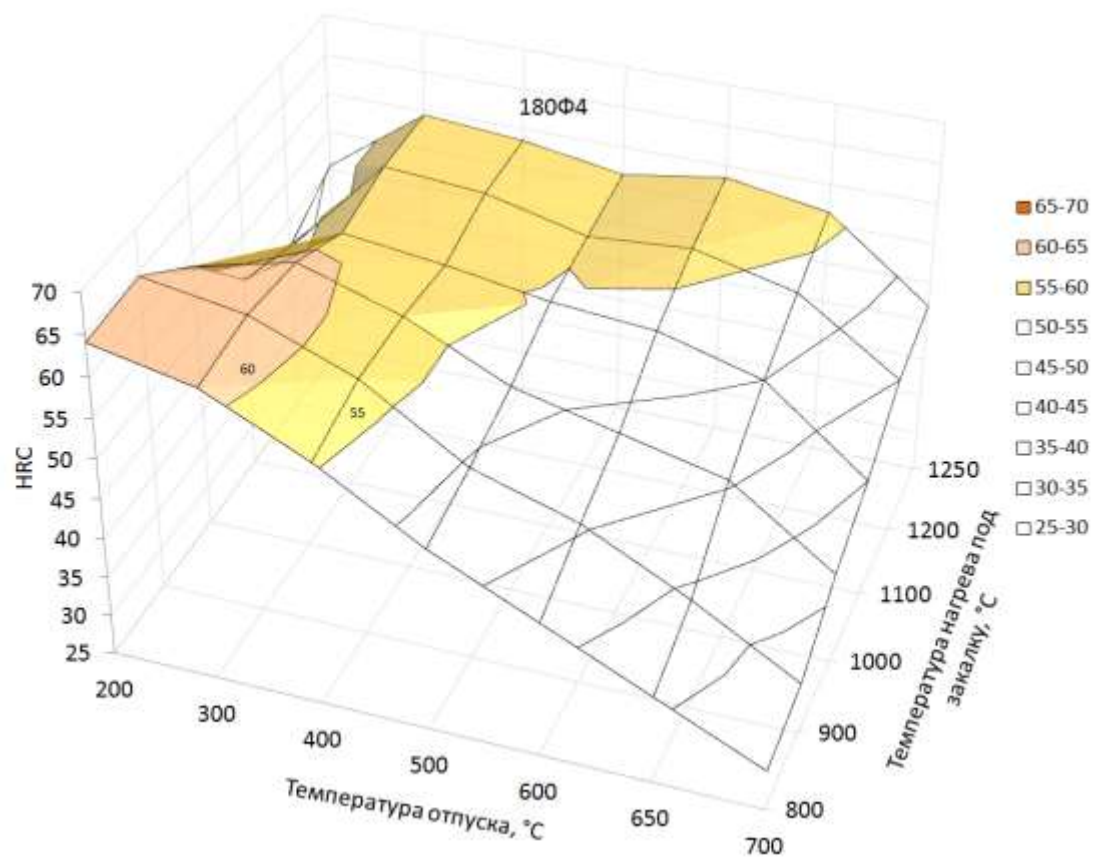


а

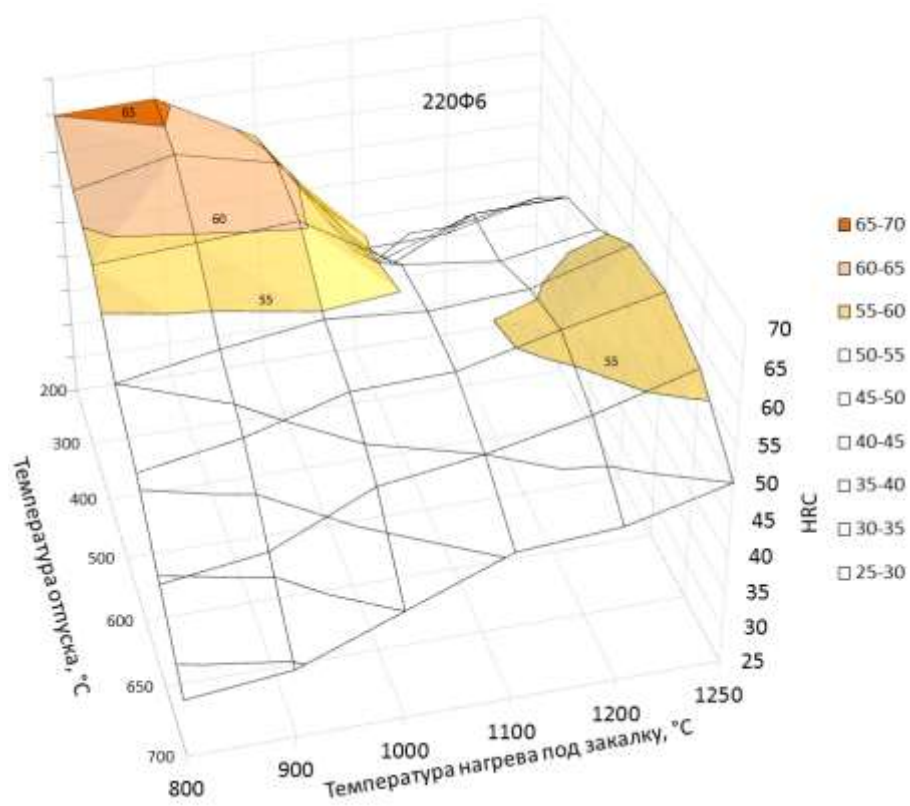


б

Рисунок 3.13 – Изменение твердости сплавов в зависимости от температуры отпуска

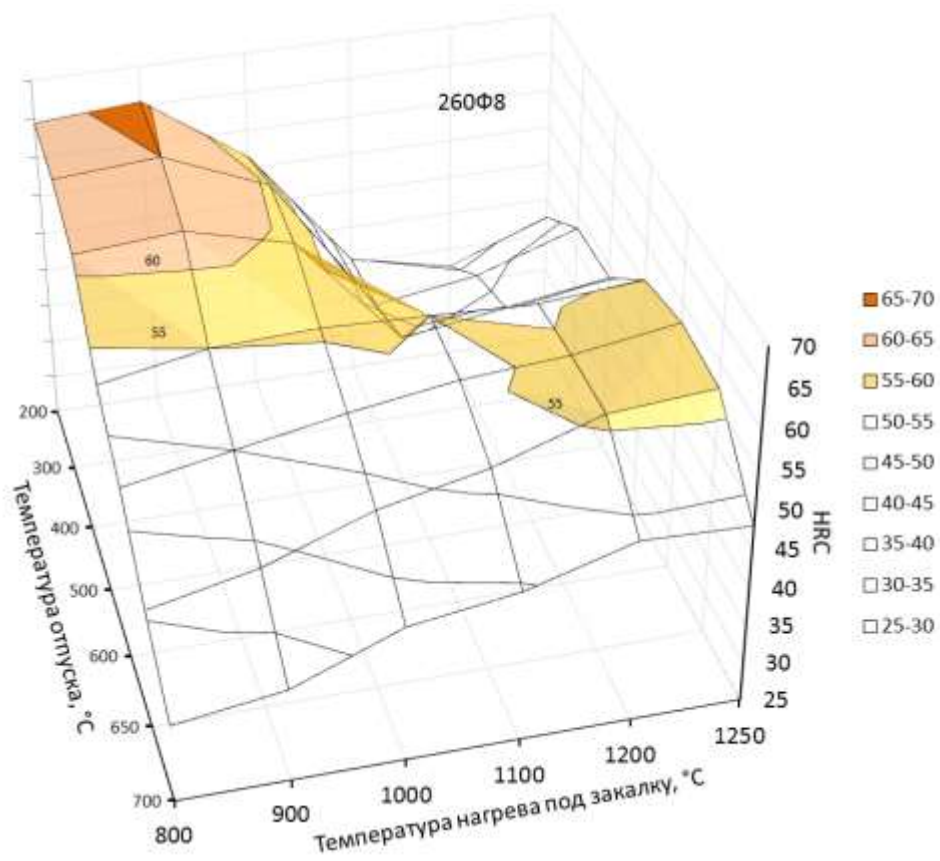


а

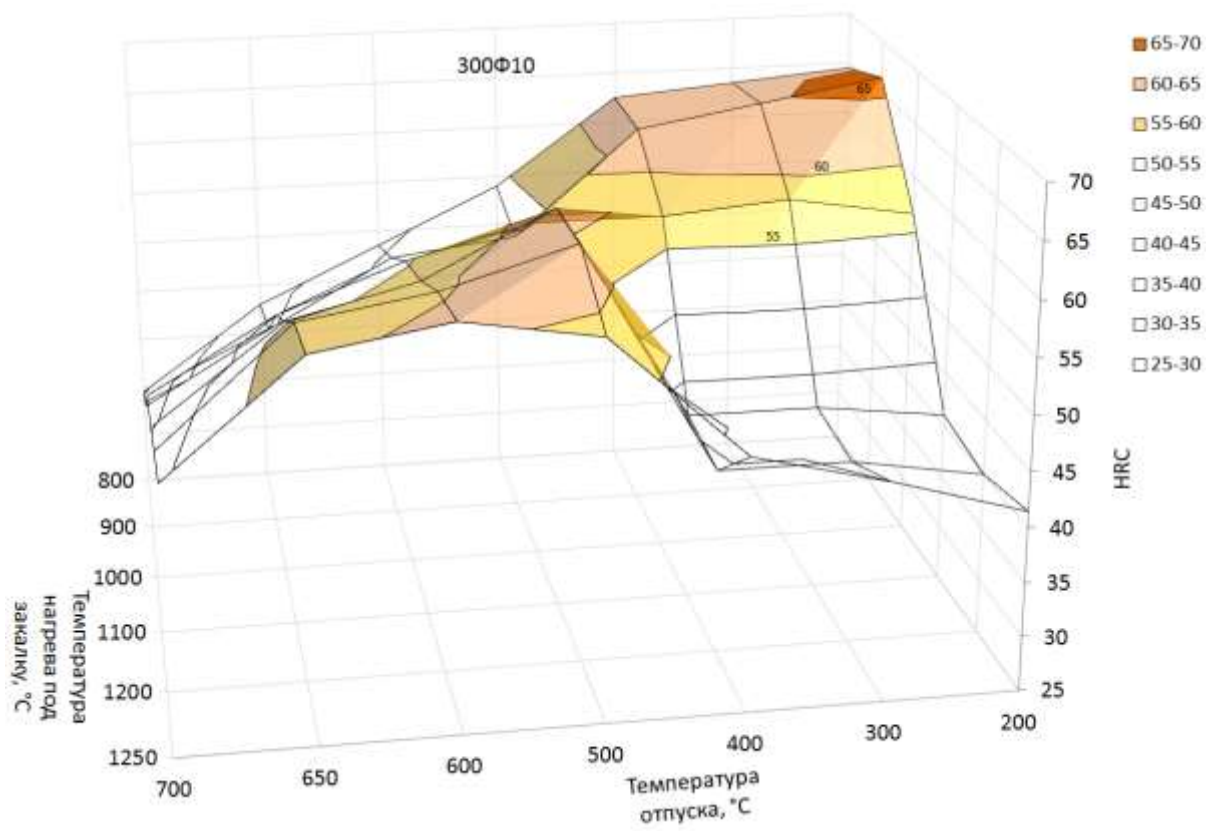


б

Рисунок 3.14 – Изменение твердости сплавов в зависимости от температуры отпуска



а



б

Рисунок 3.15 – Изменение твердости сплавов в зависимости от температуры отпуска

стали с 1 % С даже в небольших количествах приводит к растворению ванадия в цементите.

В результате работы выявлены особенности влияния ванадия на строение карбида цементитного типа M_3C в литом состоянии. Ванадий существенно влияет на строение металлической основы, заменяя пластинчатые формы составляющих на зернистые. С помощью микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что ванадий находится во всех структурных составляющих.

3.4 Влияние ванадия и углерода на ударную вязкость сплавов на основе отходов стали У10

Из литературы и практики изготовления и применения литых изделий известно, что механические характеристики литой стали характеризуются более низкими значениями по сравнению с деформированной сталью. Причиной такого различия для инструментальной стали является строение сплавов: наличие ледебуритной эвтектики и неравномерного распределения карбидов.

С этой точки зрения целесообразно установить взаимосвязь структуры сплава после термической обработки со значением ударной вязкости и характером излома образцов из сплавов на основе отходов стали У10 с различным содержанием ванадия. Термическая обработка проводилась по трем режимам, обеспечивающим максимальную твердость:

1) оптимальная обработка для стали У10 (закалка с температуры нагрева 800 °С и отпуск при 200 °С). Такая термообработка позволяет получить твердость *HRC* 62...65;

2) закалка с температуры нагрева 1100 °С и отпуск при 600 °С. В этом случае происходит термическая обработка на вторичную твердость, однако высокая твердость (*HRC* 55...57) при отпуске достигалась только в сплавах с содержанием ванадия больше 2 %;

3) закалка с температуры нагрева 1200 °С и отпуск при 600 °С. В этом

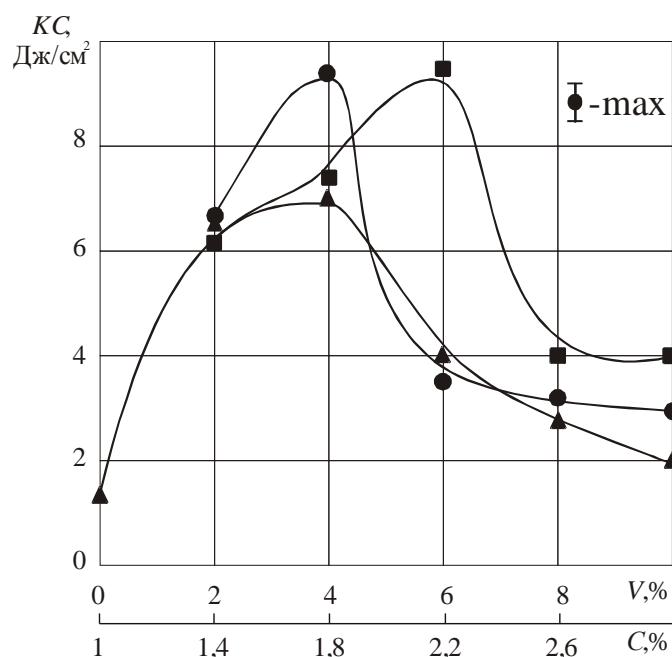
случае термическая обработка на вторичную твердость обеспечивает получение твердости (*HRC* 56), достаточной для резания полимеров.

Данные влияния термической обработки на твердость в зависимости от состава сплава представлены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Режимы окончательной термической обработки сплавов на основе отходов стали У10, выбранные для исследования механических характеристик

| Маркировка сплавов | Содержание элементов в стали, % | | Температура нагрева под закалку, °C | Твердость <i>HRC</i> без отпуска | Твердость <i>HRC</i> при температуре отпуска, °C | |
|--------------------|---------------------------------|----|-------------------------------------|----------------------------------|--|-------|
| | С | V | | | 200 | 600 |
| У10 | 1 | 0 | 800 | 67 | 62,5 | -- |
| | | | 1100 | 66 | -- | 34 |
| 140Ф2 | 1,4 | 2 | 800 | 68,25 | 63,75 | -- |
| | | | 1100 | 61 | -- | 54,5 |
| 180Ф4 | 1,8 | 4 | 800 | 67,25 | 64,1 | -- |
| | | | 1100 | 47,25 | -- | 53,75 |
| | | | 1200 | 46 | -- | 56,5 |
| 220Ф6 | 2,2 | 6 | 800 | 67,5 | 65 | -- |
| | | | 1100 | 40,5 | -- | 53 |
| | | | 1200 | 41,5 | -- | 56,5 |
| 260Ф8 | 2,6 | 8 | 800 | 66,5 | 64,75 | -- |
| | | | 1100 | 39 | -- | 54,75 |
| | | | 1200 | 39,5 | -- | 55,25 |
| 300Ф10 | 3 | 10 | 800 | 66 | 64,75 | -- |
| | | | 1100 | 41 | -- | 56,75 |

На рисунке 3.17 показана зависимость изменения ударной вязкости от содержания ванадия и режимов термической обработки сплавов. Из результатов испытаний видно, что максимальные значения ударной вязкости достигаются практически при всех режимах термообработки при содержании ванадия около 4 %. При 6 % ванадия максимальные значения ударной вязкости сплавов достигаются при закалке с температуры 1100 °C.



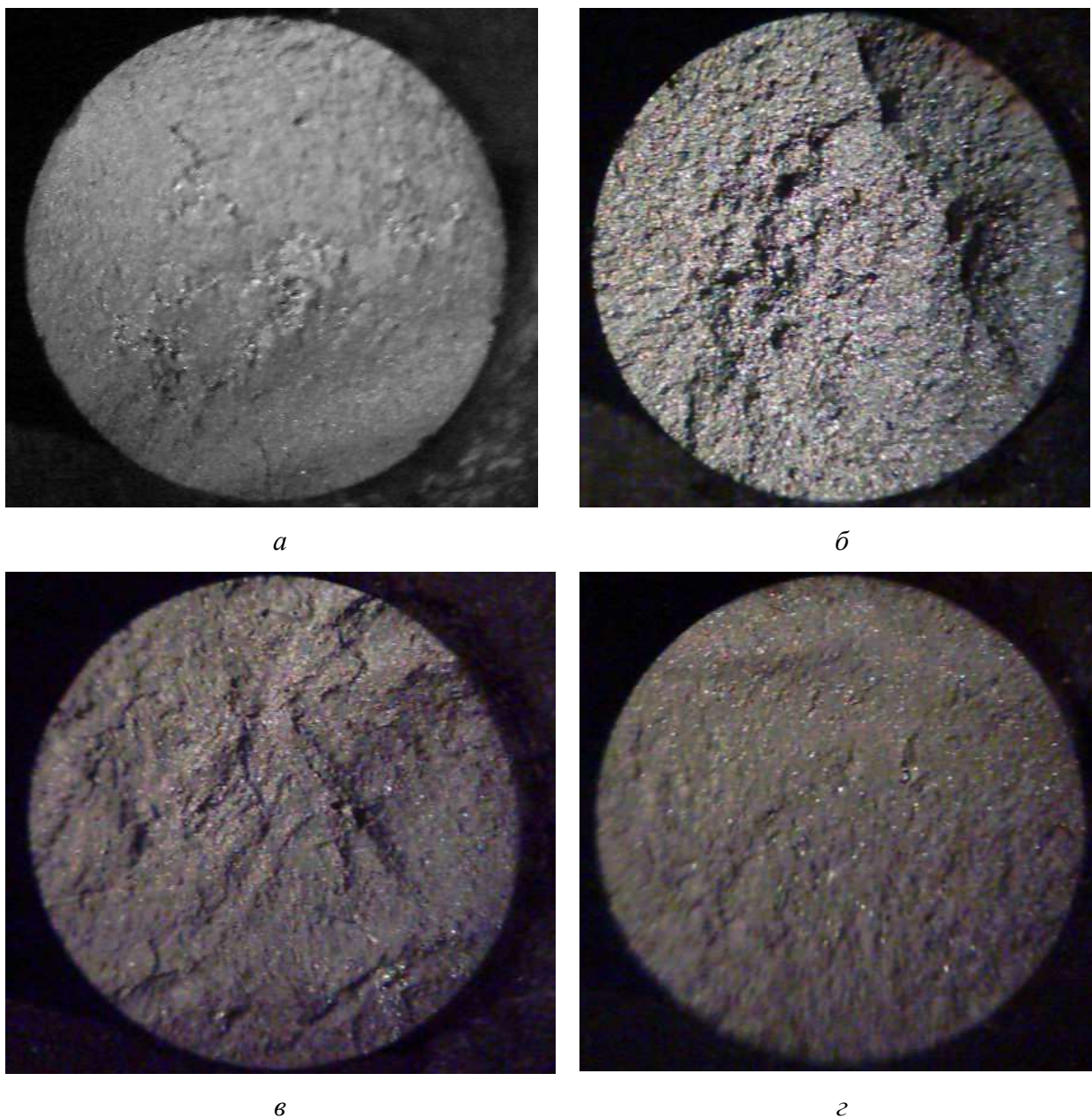
▲ – Т_{зак} = 800 °С, Т_{отп} = 200 °С; ■ – Т_{зак} = 1100 °С, Т_{отп} = 600 °С;

● – Т_{зак} = 1200 °С, Т_{отп} = 600 °С

Рисунок 3.17 – Влияние содержания ванадия на ударную вязкость закаленных и отпущенных образцов сплавов на основе отходов стали У10

Закалка сплавов с 800 °С не обеспечивает повышения легированности твердого раствора ванадием и влияние его минимально. Закалка с 1200 °С повышает легированность твердого раствора за счет частичного растворения ванадия, но изучение структуры после такой закалки показывает, что зерно укрупняется. Этим следует объяснить невысокие значения ударной вязкости.

На рисунке 3.18 представлены изломы образцов. Анализируя изломы, можно отметить, что сталь У10 имеет характерный хрупкий излом (рисунок 3.18, а). Повышение содержания ванадия до 2...4 % приводит к тому, что характер разрушения более вязкий (рисунок 3.18, б, в) и, следовательно, работа разрушения выше. Дальнейшее повышение ванадия 6 % и более дает более хрупкий излом (рисунок 3.18, г), что соответствует ходу кривой изменения ударной вязкости (рисунок 3.17, кривая ▲).



а – У10; *б* – 140Ф2; *в* – 180Ф4, *г* – 260Ф8

Рисунок 3.18 – Фотографии изломов образцов из сплавов на основе отходов стали У10, закаленных с 800 °С, температура отпуска 200 °С (×7)

Введение в сплав ванадия повышает ударную вязкость (рисунок 3.17, кривая ■) и наиболее сильно в сплавах с 4...6 % ванадия (рисунок 3.19, б, в). Характер изломов образцов этих сплавов мелкозернистый, работа разрушения образцов связана с увеличением площади разрушения, сложным рельефом излома. Увеличение содержания ванадия до 8...10 % снижает

ударную вязкость (рисунок 3.19, *з*) изломы светлые, характерные для хрупкого разрушения.



а)



б)



в)



г)

а – У10; *б* – 180Ф4; *в* – 220Ф6, *г* – 300Ф10

Рисунок 3.19 – Фотографии изломов образцов из сплавов на основе отходов стали У10, закаленных с 1100 °С, температура отпуска 600 °С (×7)

Закалка образцов с температуры нагрева 1200 °С приводит к образованию изломов, характеризующихся повышенной хрупкостью, однако, как следует из рисунка 3.17, кривая \bullet , ударная вязкость в сплаве 180Ф4

высокая и излом следует отнести к разряду относительно вязких (рисунок 3.20, *а*).

Остальные сплавы представлены хрупкими изломами, но без значительного роста зерна (рисунок 3.20, *б*). Это следует объяснить достаточно высокой легированностью твердого раствора ванадием.

*а**б*

а – 180Ф4; *б* – 220Ф6

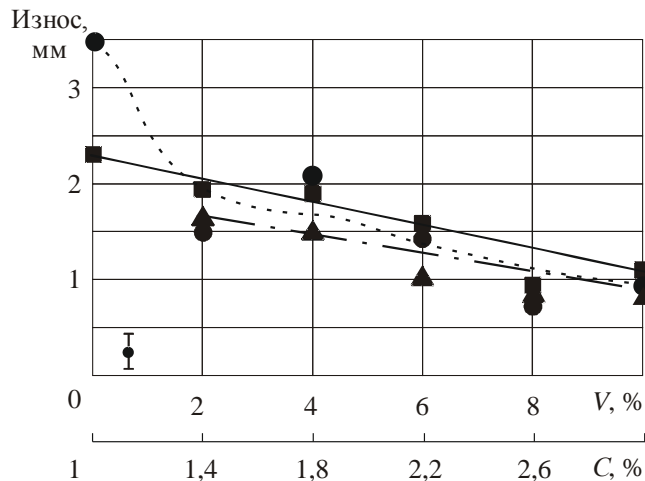
Рисунок 3.20 – Фотографии изломов образцов из сплавов на основе отходов стали У10, закаленных с 1200 °С, температура отпуска 600 °С (×7)

На рисунке 3.19 представлены фотографии изломов образцов сплавов на основе отходов стали У10 с различным содержанием ванадия после закалки с температуры нагрева 1100 °С и отпуска 600 °С. Характер изломов несколько иной. У стали У10 без ванадия излом характерен для перегретой стали, видны крупные зерна (рисунок 3.19, *а*), однако отпуск при 600 °С сильно снижает твердость (примерно до *HRC* 35) и приводит к вязкому излому.

В заключение можно отметить, что введением в углеродистую сталь ванадия в определенных количествах, в зависимости от типа термической обработки, можно существенно повысить ударную вязкость.

3.5 Влияние ванадия и углерода на износостойкость сплавов на основе отходов стали У10

Результаты сравнительных испытаний износостойкости литой стали У10 и сплавов, легированных ванадием, показаны на рисунке 3.21. Видно, что увеличение содержания ванадия до 2 % приводит к значительному росту износостойкости (примерно в 2 раза), которая незначительно возрастает при повышении содержания ванадия до 6 %. При дальнейшем увеличении концентрации ванадия до 8–10 % износостойкость повысилась в 1,5 раза относительно плавки № 2 (140Ф2). Значительного влияния температуры нагрева под закалку в интервале 800–1100 °С на износостойкость не наблюдается, а повышение температуры до 1200 °С приводит к некоторому росту износостойкости.

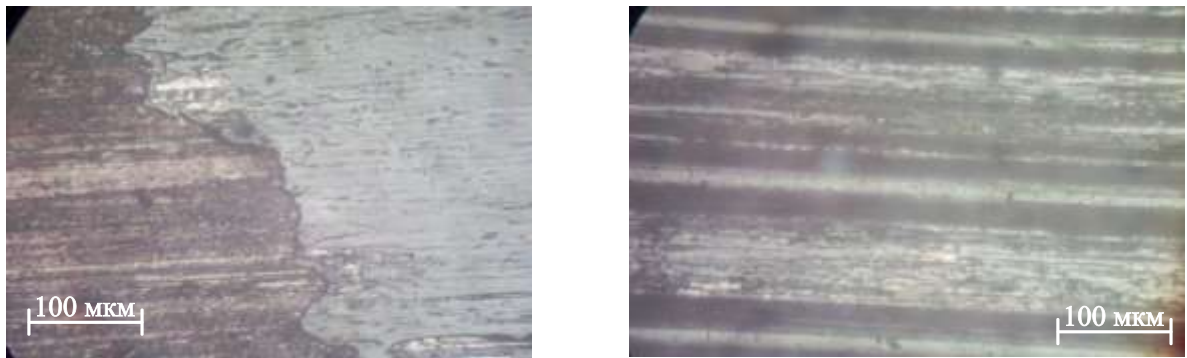


Температура закалки: ● – 800 °С, ■ – 1100 °С, ▲ – 1200 °С

Рисунок 3.21 – Влияние содержания ванадия на износ сплавов

Рельеф поверхности трения (рисунок 3.22) показывает, что с увеличением легирующих элементов оксидная пленка из неплотной, покрывающей часть поверхности испытуемого образца (для плавки У10, 180Ф4, рисунок 3.22, а), переходит в плотную оксидную пленку, покрывающую всю поверхность, нарушаемую редкими полосами, оставленными твердыми частицами контр-тела (для сплавов 260Ф8, 300Ф10,

рисунок 3.22, б). Следов адгезионного разрушения не наблюдалось, что дает возможность предположить абразивно-окислительный характер износа.



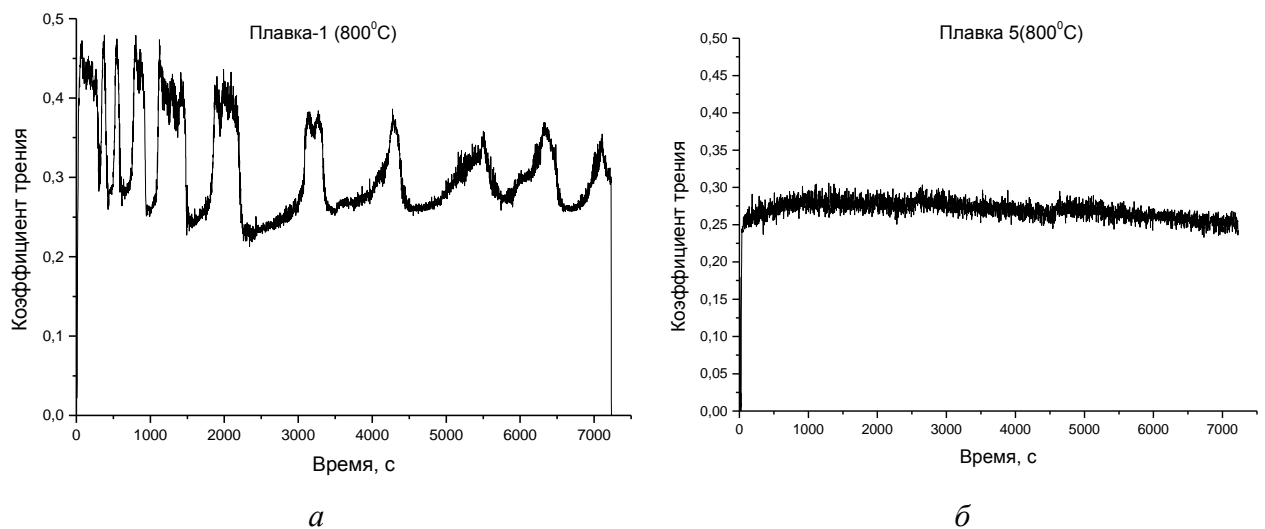
a

б

a – У10; *б* – 260Ф8

Рисунок 3.22 – Поверхности износа

При износе коэффициент трения изменяется для литой стали У10 скачкообразно от 4,5 до 2,5 (рисунок 3.23, *a*), а с увеличением содержания ванадия и углерода коэффициент трения уменьшается и становится постоянным (рисунок 3.23, *б*). Изменение коэффициента трения для углеродистых и малолегированных сплавов и для сплавов с более высоким содержанием ванадия и углерода типа 260Ф8 весьма различны, что объясняется, во-первых, малой прочностью оксидной пленки у сплавов с низкой легированностью, во-вторых, отсутствием или малым количеством у них карбидных включений, которые сами имеют высокую износостойкость.



a

б

a – У10; *б* – 260Ф8

Рисунок 3.23 – Влияние легированности на коэффициент трения

Металлографический анализ сплавов, исследуемых на износостойкость, показал, что с повышением количества легирующих элементов объемная доля карбидной фазы растет, а с увеличением температуры нагрева под закалку количество карбидов в сплавах уменьшается (рисунок 3.24).

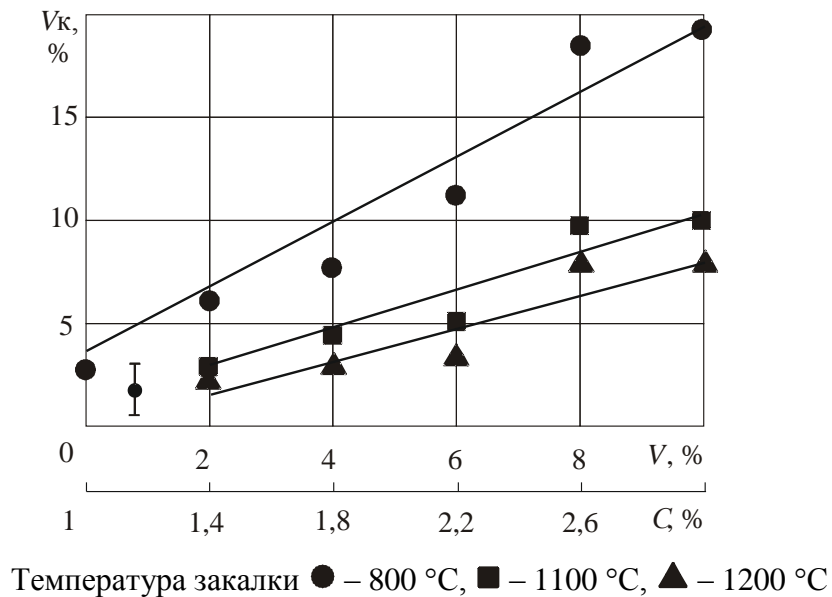
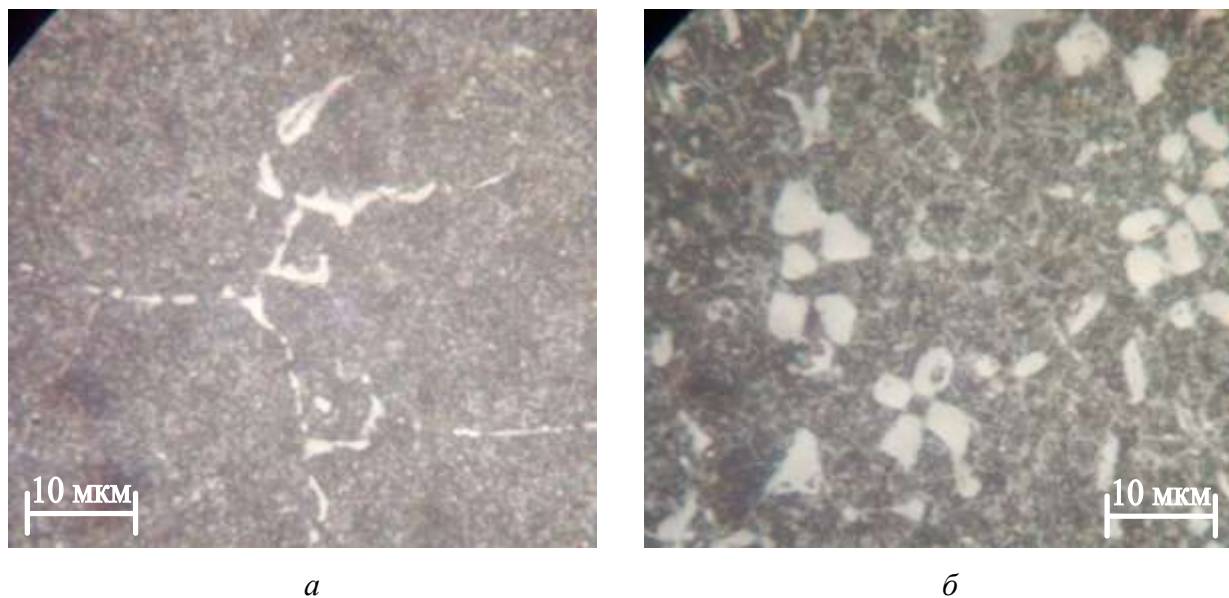


Рисунок 3.24 – Зависимость объемной доли карбидной фазы от содержания ванадия

При введении в сплав 2 % ванадия на границе зерен твердого раствора формируется разорванная сетка карбидов (рисунок 3.25, а). С увеличением содержания ванадия до 6 % эта сетка становится более широкой и разбита на несколько участков. С повышением количества ванадия до 8–10 % карбидная сетка исчезает, и карбиды представлены смесью мелких и крупных карбидов «лучистой» формы (рисунок 3.25, б).

Согласно полученным количественным данным, наиболее эффективным с точки зрения повышения износостойкости является добавление ванадия в количестве 2 %. Второе повышение износостойкости происходит при введении 8 % ванадия. Повышение износостойкости ванадийсодержащих сплавов по сравнению с базовой сталью У10 обусловлено:

- увеличением объемной доли, размером и формой карбидной фазы;
- легированностью твердого раствора,
- наличием прочной пассивирующей пленки, возникающей при трении.



a – 140Ф2; *б* – 260Ф8

Рисунок 3.25 – Микроструктура образцов после термической обработки ($T_{\text{зак}} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Повышение температуры закалки до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к частичному растворению карбидов ванадия и увеличению легированности твердого раствора, что смещает пик дисперсионного твердения сплава при отпуске в область более высоких температур, а это приводит к повышению теплостойкости.

Изучение микрорельефа поверхности и коэффициента трения сплавов показало, что увеличение содержания ванадия приводит к исключению адгезионного износа, при этом остается преимущественно абразивно-окислительный износ. Данный процесс связан с образованием на трущихся поверхностях прочных пассивирующих пленок, которые не разрушаются даже при самых тяжелых (в пределах эксперимента) видах абразивного изнашивания, предотвращая образование очагов схватывания.

3.7 Выводы

Проведенные исследования влияния содержания ванадия и углерода на строение и свойства литых сплавов на основе отходов стали У10, позволяют сделать выводы:

1. Ванадий в сплавах на основе отходов стали У10 существенно изменяет структуру сплавов. С повышением содержания ванадия в сплаве происходит разрушение цементитной сетки. Изменяется строение металлической основы сплава, от пластинчатого перлита к зернистому. Образуются карбиды VC специфической формы.
2. Результаты МРСА позволили установить, что во всех структурных составляющих литых сплавов содержится ванадий.
3. Закалка ванадиевых сплавов с низких температур (800...1000 °С) дает высокую твердость только при низкой температуре отпуска (200...300 °С), что соответствует закалке на «первичную твердость». Повышение температуры нагрева под закалку до 1100...1200 °С и отпуск при 550...600 °С обеспечивают получение «вторичной твердости».
4. Введение ванадия в сплавы на основе отходов стали У10 приводит к уменьшению коэффициента трения и увеличению износостойкости. Это объясняется наличием износостойких карбидов ванадия и образованием прочной оксидной пленки, препятствующей адгезионному схватыванию.

4 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА И ВАНАДИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ВТОРИЧНОЙ ВЫПЛАВКИ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ СТАЛИ Х6ВФ

Низколегированные и среднелегированные инструментальные стали широко применяются при изготовлении режущего инструмента различного назначения. На инструментальных производствах имеется большое количество отходов сталей типа ХВГ, Х6ВФ, ХВСТ, их использование для изготовления литого режущего инструмента будет эффективным и экономически выгодным.

В данной главе приведены результаты исследования влияния дополнительного легирования ванадием и углеродом на строение и свойства сплавов на основе стали Х6ВФ – типичного представителя среднелегированных инструментальных сталей.

Состав исследуемых сплавов данной группы представлен в таблице 2.1.

4.1 Микроструктурный анализ сплавов в литом состоянии

На рисунке 4.1 представлена микроструктура стали Х6ВФ и сплава 180Х6ВФ5 в литом состоянии (литьё в оболочковую форму). В структуре имеется ледебурит в виде сетки по границам зерен твердого раствора и включения отдельных карбидов. С увеличением легированности сплавов наблюдается измельчение первичного зерна, а матрица имеет разную травимость в центре зерен и по границам.

Структура сплавов на основе отходов стали Х6ВФ с ванадием и углеродом отличаются от структуры сплавов на основе отходов стали У10 с ванадием более мелкой величиной первичного зерна и отсутствием ярко выраженной карбидной сетки по границам зерен. Травимость структурных составляющих травителями стандартных составов, применяемых для инструментальных сталей, так же отличается.

Наличие большого количества карбидов измельчает зерно аустенита и ограничивает рост других структурных составляющих – мартенсита, троостита и др.

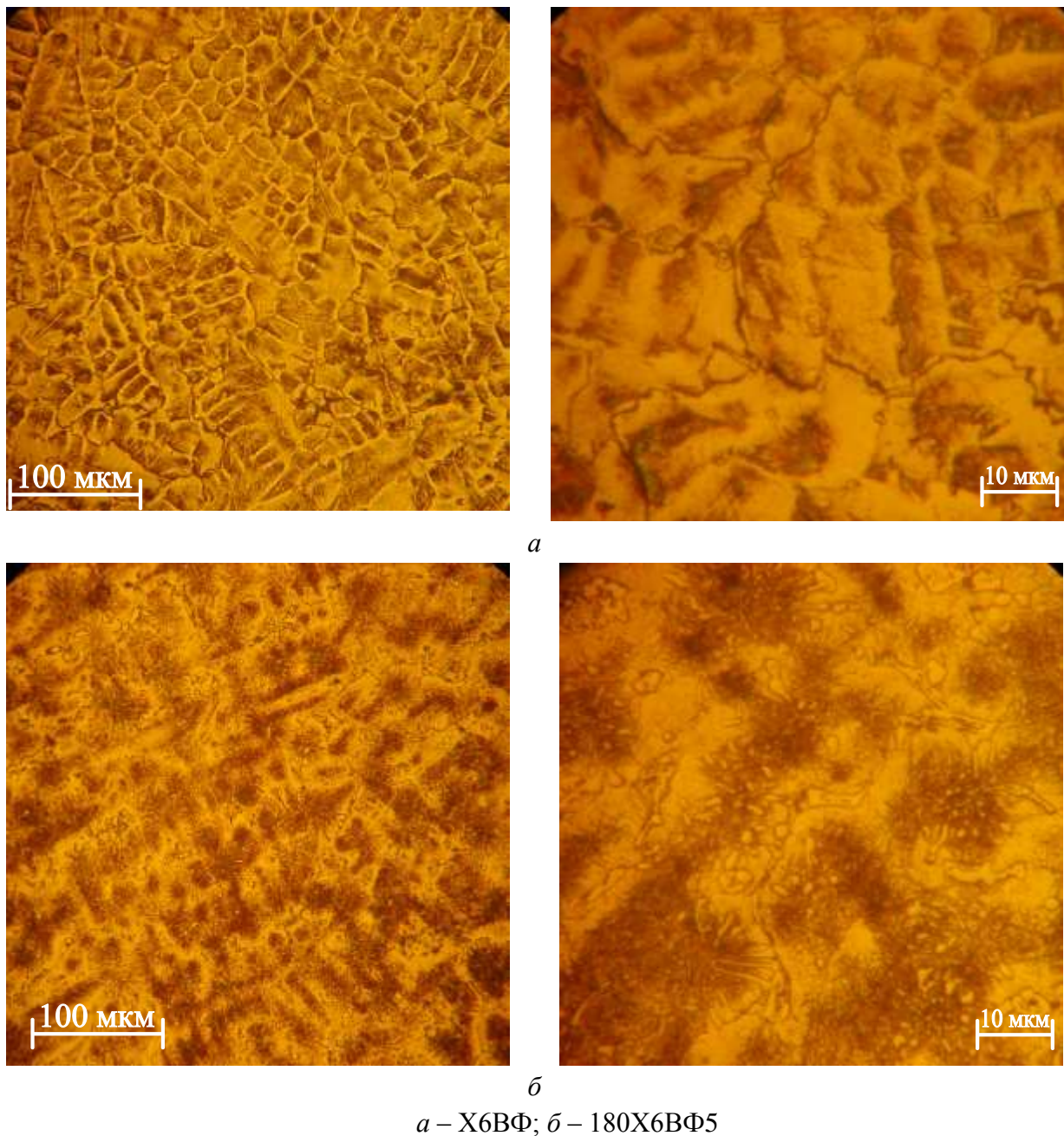


Рисунок 4.1 – Микроструктура литых сплавов на основе отходов стали X6BF

Анализ микроструктуры литых сталей на основе отходов стали X6BF с высоким содержанием ванадия при различном увеличении позволяет сделать вывод, что с увеличением содержания ванадия и углерода возрастает

количество карбидной фазы и ее размеры. Происходит существенное измельчение зерна, а также отсутствуют грубые скопления ледебуритной эвтектики.

В таблице 4.1 представлены результаты измерения твердости сплавов с различным содержанием ванадия (до 10 %) и углерода (до 3 %).

Таблица 4.1 – Твердость сплавов на основе отходов стали X6ВФ в литом состоянии

| Маркировка сплавов | X6ВФ | 140X6ВФ3 | 180X6ВФ5 | 220X6ВФ7 | 260X6ВФ9 | 300X6ВФ11 |
|------------------------------|------|----------|----------|----------|----------|-----------|
| <i>HRC</i> в литом состоянии | 37 | 40 | 46 | 55 | 60 | 60 |

Данные таблицы 4.1 показывают, что для легированных сплавов на основе отходов стали X6ВФ с повышенным содержанием ванадия отливка в оболочковые формы не обеспечивает охлаждение со скоростью, превышающей критическую скорость закалки. Этим и следует объяснить невысокую твердость сталей с содержанием ванадия менее 7 %. В результате при отливке в оболочковую форму структура сплавов на основе отходов стали X6ВФ с повышенным содержанием ванадия представляет структуру троосто-мартенситного типа со значительным количеством карбидов. За счет образования такой структуры и значительного количества карбидов различных видов, твердость легированных сплавов существенно выше твердости литых сплавов на основе отходов стали У10 с повышенным содержанием ванадия.

4.2 Исследование структуры и твердости сплавов в отожженном состоянии

Целью отжига является снижение твердости и устранение термических напряжений, возникающих в процессе кристаллизации изделий сложной формы. Литые заготовки редко могут использоваться в работе без хотя бы минимальной механической обработки (устранение прибыльных частей, заливов), требуется элементарная заточка абразивными кругами, для наиболее ответственных изделий – шлифовка.

С целью уменьшения твердости и улучшения обрабатываемости, а также снятия литейных напряжений образцы были подвергнуты стандартному отжигу (график отжига представлен на рисунке 2.2).

Твердость исследуемых сплавов после полного цикла отжига представлена в таблице 4.2.

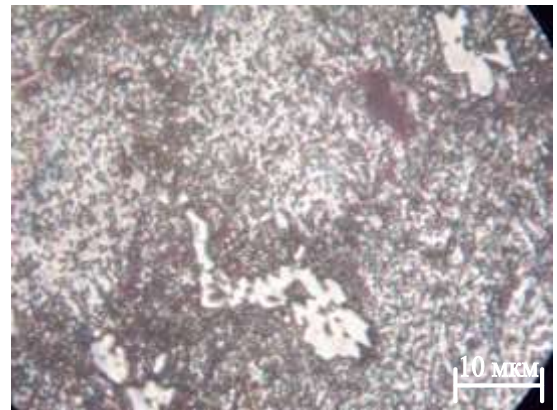
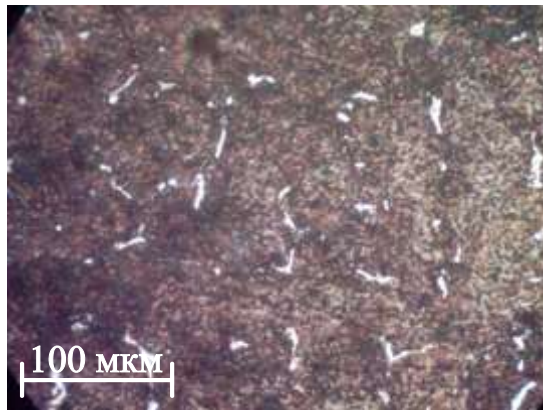
Таблица 4.2 – Твердость сплавов на основе отходов стали Х6ВФ после отжига

| Маркировка сплавов | Х6ВФ | 140Х6ВФ3 | 180Х6ВФ5 | 220Х6ВФ7 | 260Х6ВФ9 | 300Х6ВФ11 |
|-------------------------|------|----------|----------|----------|----------|-----------|
| <i>HRC</i> после отжига | 20 | 25 | 27 | 30 | 32 | 35 |

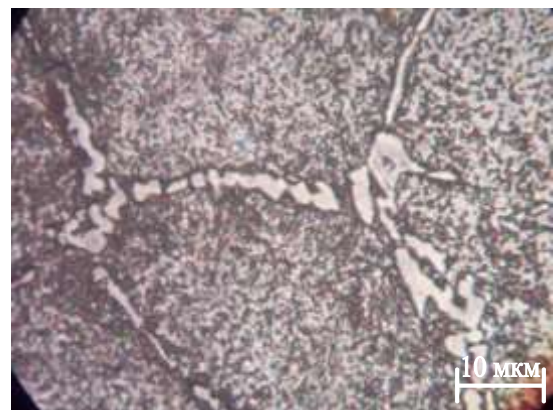
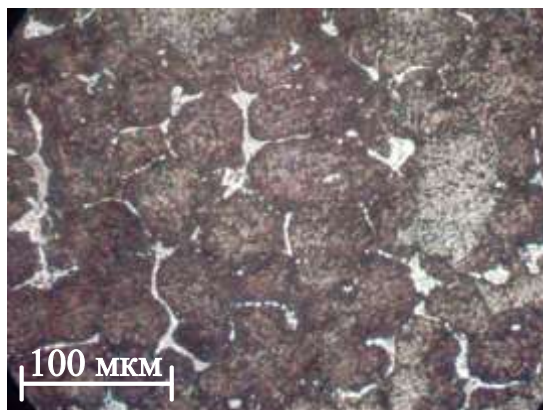
Результаты измерения твердости после изотермического отжига свидетельствуют о том, что стали данного типа обладают хорошей отжигаемостью. Сплавы с такой твердостью хорошо обрабатываются режущим инструментом, а также абразивными кругами.

После проведенного отжига хорошо дифференцируются структурные составляющие, что позволяет установить влияние ванадия на структуру сплавов, форму, распределение карбидов и их количество. На рисунках 4.2 и 4.3 представлены микроструктура сплавов в отожженном состоянии при увеличении $\times 200$ и $\times 800$. Анализ микроструктуры позволяет отметить, что

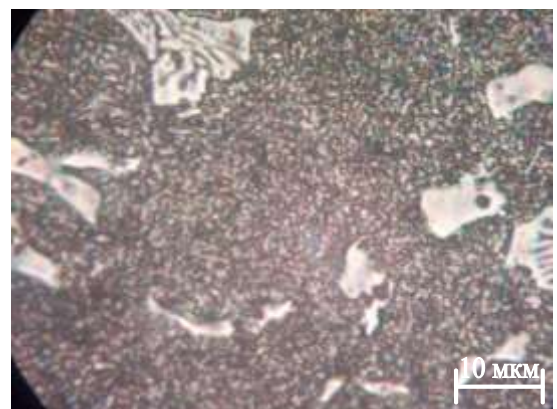
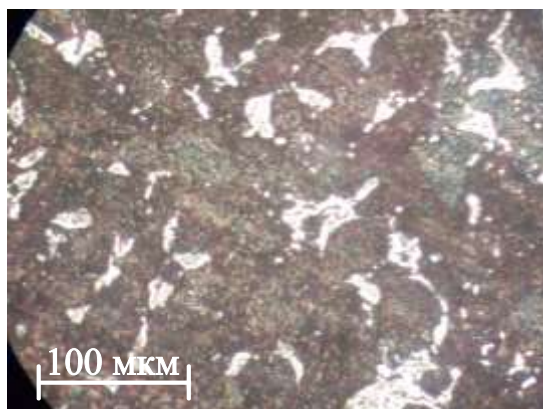
данный отжиг не оказал существенного влияния на изменение первичных карбидных фаз, их расположение и форму, а лишь способствовал распаду троосто-мартенситной структуры на феррито-карбидную смесь, что и повлияло на существенное снижение твердости сплавов.



a



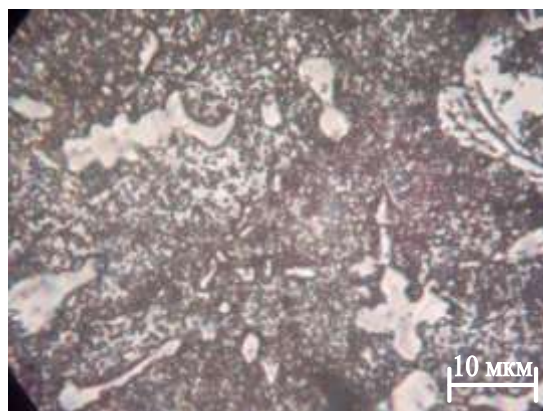
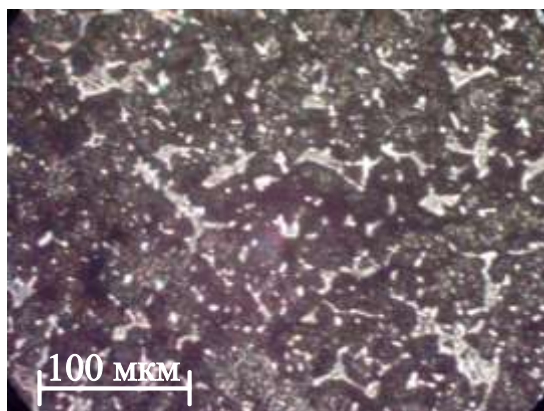
б



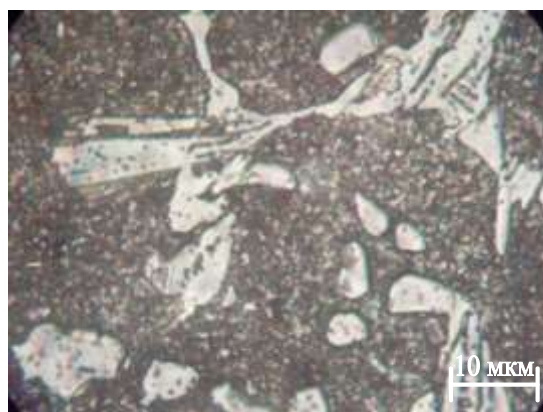
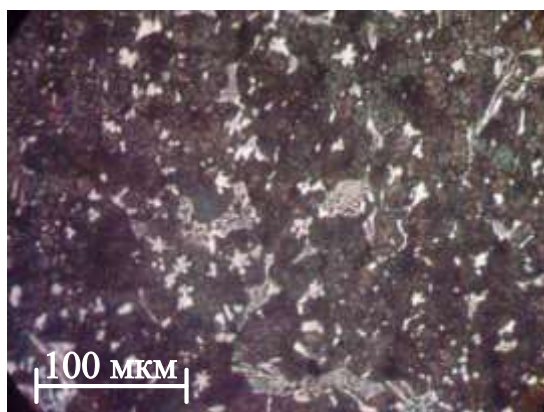
в

a – X6BF; *б* – 140X6BF3; *в* – 180X6BF5

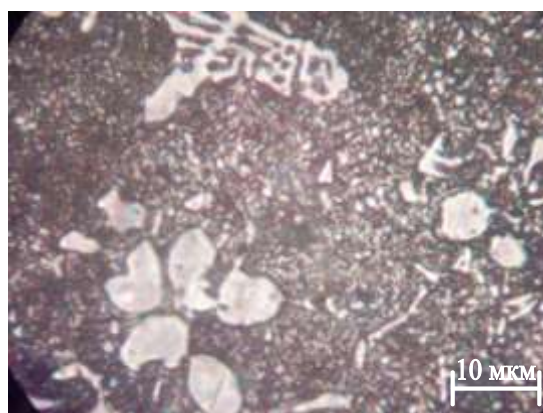
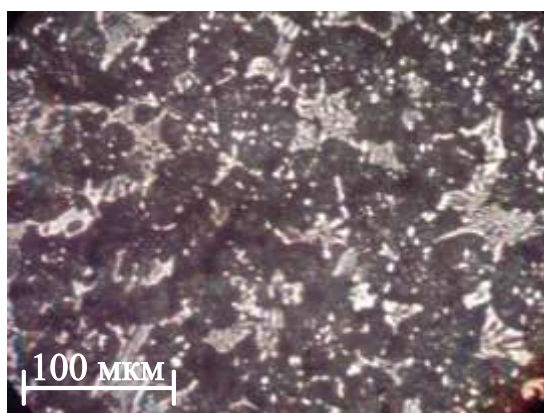
Рисунок 4.2 – Микроструктура отожженных сплавов на основе отходов стали X6BF



a



б



в

a – 220X6BФ7; *б* – 260X6BФ9; *в* – 300X6BФ11

Рисунок 4.3 – Микроструктура отожженных сплавов на основе отходов стали X6BФ

Структура представлена металлической основой сорбитного типа и равномерно распределенными по всему полю зрения раздробленными участками ледебуритной эвтектики. С увеличением содержания ванадия и углерода участки ледебуритной сетки утолщаются и разбиваются на отдельные сегменты.

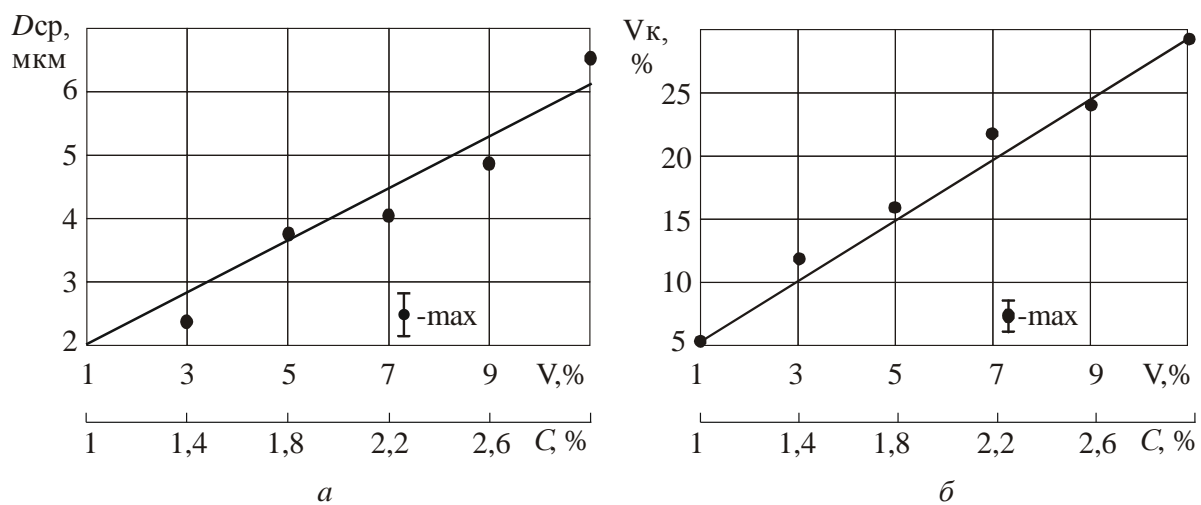
Характерным является то, что с повышением содержания ванадия (сплав 220Х6ВФ7) все меньше и меньше прослеживается наличие отдельных участков ледебуритной сетки (рисунок 4.3, а).

Начиная со сплава 220Х6ВФ7, с повышением концентрации ванадия явно прослеживается образование крупных специфических карбидов ванадия VC «лучистой» формы (характерных для карбидов ванадия при его высоком содержании) и отдельных крупных карбидов округлой формы (рисунок 4.3).

Приведённые микроструктуры сталей на основе отходов стали Х6ВФ с ванадием подтверждают сказанное выше. Ледебуритная сетка по границам первичного зерна явно различима только в сплавах Х6ВФ и 140Х6ВФ3.

По результатам микроструктурного анализа можно отметить, что ванадий препятствует активному образованию сплошной и грубой ледебуритной сетки в процессе первичной кристаллизации стали.

Микроструктурный анализ показывает, что с увеличением содержания ванадия в стали количество карбидной фазы возрастает. Проведенный компьютерный анализ величины карбидных включений и их количества [28, 57, 58] показал практически линейную зависимость от содержания ванадия (рисунок 4.4).



a – средний размер; b – количество

Рисунок 4.4 – Влияние содержания ванадия на параметры карбидной фазы в литых и отожженных образцах на основе отходов стали Х6ВФ

По результатам микроструктурного анализа сплавов после изотермического отжига можно сделать вывод, что с повышением содержания ванадия и углерода в сплавах на основе отходов стали Х6ВФ увеличивается количество карбидной фазы, а средний размер карбидов с увеличением содержания ванадия и углерода возрастает.

4.3 Влияние температуры закалки и отпуска на твердость и структуру сплавов

Нагрев при закалке образцов осуществлялся в соляных хлор-бариевых ваннах, средой охлаждения служил водный раствор щелочи. Отпуск производили в электрических камерных печах. Время отпуска образцов составляло 1 час.

С целью изучения влияния температуры на процессы, происходящие в структуре сталей, был принят широкий диапазон возможных температур (800...1250 °С) для нагрева под закалку. Столь широкий интервал температур закалки обусловлен тем, что для легированных сталей характерны два вида закалки, на первичную и вторичную твердость. Поэтому и температура отпуска должна соответствовать этим двум видам обработки.

В таблице 4.3 приведена твердость образцов исследуемых сплавов после закалки и отпуска при различных температурах.

Таблица 4.3 – Изменение твердости сплавов на основе отходов стали Х6ВФ после окончательной термической обработки

| Маркировка сплавов | Температура закалки, °С | Твердость <i>HRC</i> | | | | | | | |
|--------------------|-------------------------|----------------------|-----------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| | | после закалки | после отпуска при температуре, °С | | | | | | |
| | | | 200 | 300 | 400 | 500 | 550 | 600 | 700 |
| Х6ВФ | 800 | 26,5 | 22,7 | 26,2 | 21,7 | 27,2 | 23 | 21,7 | 20 |
| | 850 | 53,3 | 54,3 | 55 | 53,7 | 49,7 | 49,7 | 44,5 | 28,5 |
| | 900 | 56 | 56,5 | 57 | 56 | 51,7 | 49,8 | 43,8 | 26 |
| | 950 | 60,2 | 58,5 | 58,8 | 57,5 | 54,3 | 53,2 | 47,8 | 28,2 |
| | 1000 | 66,2 | 61,5 | 60,7 | 57,7 | 56,1 | 57 | 49,2 | 33 |

Продолжение таблицы 4.3

| Маркировка сплавов | Температура закали, °C | Твердость <i>HRC</i> | | | | | | | |
|--------------------|------------------------|----------------------|-----------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| | | после закали | после отпуска при температуре, °C | | | | | | |
| | | | 200 | 300 | 400 | 500 | 550 | 600 | 700 |
| Х6ВФ | 1050 | 65,7 | 59,5 | 58 | 58,3 | 58 | 61,3 | 56 | 35,2 |
| | 1100 | 57 | 53,5 | 52,7 | 53,3 | 52,5 | 57,8 | 60,2 | 39,8 |
| | 1150 | 46,2 | 44,7 | 45,5 | 45,3 | 45,8 | 52,5 | 57 | 39,8 |
| | 1200 | 41,8 | 42,6 | 41,3 | 41,7 | 44,7 | 50,3 | 55 | 38,8 |
| | 1250 | 45 | 43,8 | 43,7 | 44 | 46,8 | 51,5 | 56,2 | 41,2 |
| 140Х6ВФ3 | 800 | 26,5 | 28,5 | 28 | 29,3 | 30,3 | 29,3 | 28,8 | 20,8 |
| | 850 | 47 | 55,3 | 56,7 | 55,5 | 52 | 49,8 | 44,8 | 31,2 |
| | 900 | 56,8 | 57,5 | 57,5 | 58,2 | 55,3 | 51 | 47,7 | 33,3 |
| | 950 | 61 | 60,3 | 59 | 61,2 | 57,3 | 55,3 | 50,2 | 35,7 |
| | 1000 | 65,8 | 62 | 61 | 62 | 59,5 | 59,8 | 54,8 | 38,5 |
| | 1050 | 64 | 58,7 | 60,2 | 60 | 59,7 | 63,3 | 58 | 41 |
| | 1100 | 56,8 | 55 | 54,2 | 54,3 | 54,8 | 60 | 60,7 | 40,7 |
| | 1150 | 44,3 | 44 | 44 | 45 | 45,2 | 51,3 | 60,5 | 41,7 |
| | 1200 | 36,2 | 37,3 | 38,3 | 43 | 43,5 | 47,8 | 56,3 | 39 |
| | 1250 | 42,3 | 42 | 43,3 | 40,5 | 46,5 | 52,3 | 58,5 | 48 |
| 180Х6ВФ5 | 800 | 31 | 30,2 | 31,3 | 34 | 31,7 | 32,3 | 32 | 26,8 |
| | 850 | 58 | 57,5 | 58 | 57,5 | 53,7 | 52,2 | 46 | 33 |
| | 900 | 60 | 58 | 59,3 | 58,8 | 55,2 | 53,7 | 47 | 33,7 |
| | 950 | 62 | 60 | 60,3 | 60,7 | 57,2 | 56,5 | 50,8 | 35,5 |
| | 1000 | 67,3 | 62,8 | 62 | 62,5 | 60,8 | 58,5 | 54 | 37,2 |
| | 1050 | 64,8 | 60,7 | 60,3 | 59,5 | 60,2 | 63,7 | 57,3 | 41,5 |
| | 1100 | 57 | 54,8 | 55 | 54,3 | 55,5 | 61,5 | 61,7 | 43,8 |
| | 1150 | 47,2 | 47,2 | 47,7 | 48 | 51,7 | 55 | 61,8 | 43,8 |
| | 1200 | 40 | 43,7 | 42,7 | 42,5 | 45,8 | 47,7 | 57 | 41,3 |
| | 1250 | 43 | 39,3 | 44,2 | 45 | 48,2 | 52 | 59,5 | 45,7 |
| 220Х6ВФ7 | 800 | 52,7 | 53 | 52,2 | 51,7 | 48,2 | 44,7 | 40,8 | 32 |
| | 850 | 62,8 | 59,5 | 59,2 | 59,5 | 55,8 | 52,5 | 49,3 | 38 |
| | 900 | 65,3 | 61 | 62,3 | 62 | 53,8 | 50,8 | 51,3 | 34,7 |
| | 950 | 68 | 59,8 | 60,8 | 61,8 | 57,8 | 55 | 51,2 | 37,5 |
| | 1000 | 65,5 | 56,5 | 56 | 57 | 58 | 56 | 53 | 38,3 |
| | 1050 | 59 | 55,2 | 53,5 | 55,3 | 58 | 61 | 57,7 | 44,7 |
| | 1100 | 49 | 47,8 | 49 | 53,5 | 51 | 58,5 | 61,3 | 43,7 |
| | 1150 | 43 | 42,7 | 42 | 46,3 | 45,7 | 48,2 | 62 | 48,7 |
| | 1200 | 45,2 | 42,2 | 42,3 | 41,2 | 48 | 46 | 61,7 | 42,7 |
| | 1250 | 47,2 | 46 | 46,7 | 46 | 49,2 | 50,8 | 63,2 | 49,3 |
| 260Х6ВФ9 | 800 | 52,7 | 48,7 | 52 | 51,5 | 48 | 46,5 | 46 | 34 |
| | 850 | 63,2 | 60,7 | 61,3 | 61,5 | 54,7 | 53,3 | 49,5 | 38,5 |
| | 900 | 65 | 63 | 61,3 | 59,8 | 59,2 | 51,3 | 44,8 | 36,5 |
| | 950 | 65,5 | 62 | 62 | 60 | 58,3 | 56,2 | 52,2 | 33,5 |
| | 1000 | 65,8 | 61,8 | 61,7 | 58 | 61,5 | 62,5 | 56 | 39,8 |

Окончание таблицы 4.3

| Маркировка сплавов | Температура закалки, °C | Твердость <i>HRC</i> | | | | | | | |
|--------------------|-------------------------|----------------------|-----------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| | | после закалки | после отпуска при температуре, °C | | | | | | |
| | | | 200 | 300 | 400 | 500 | 550 | 600 | |
| 260X6BФ9 | 1050 | 60 | 58,5 | 59,2 | 57,3 | 59,3 | 64,2 | 58,3 | 42,8 |
| | 1100 | 51,7 | 48,7 | 49,7 | 49,8 | 52,7 | 56,7 | 62,5 | 43,3 |
| | 1150 | 46 | 45,2 | 46 | 48,5 | 47,3 | 50,8 | 60,3 | 45,7 |
| | 1200 | 45,5 | 41,7 | 43,7 | 41,5 | 44,7 | 49,2 | 58,2 | 46,8 |
| | 1250 | 45 | 46,2 | 46 | 47,8 | 48,2 | 51,2 | 64 | 50,5 |
| 300X6BФ11 | 800 | 60,7 | 57 | 55,3 | 58 | 54 | 51,8 | 43,2 | 39,5 |
| | 850 | 67,2 | 64,3 | 65,3 | 64 | 59,2 | 56,5 | 53,3 | 43,3 |
| | 900 | 69,3 | 64,3 | 64 | 64 | 60,3 | 59,5 | 53,5 | 42,7 |
| | 950 | 70 | 63,2 | 61,5 | 64,5 | 62 | 59 | 54,2 | 43,8 |
| | 1000 | 66 | 62,3 | 59 | 58,8 | 60 | 58,7 | 51,7 | 43 |
| | 1050 | 58 | 56,8 | 57 | 57,8 | 59,2 | 65,7 | 59,5 | 49 |
| | 1100 | 50,7 | 49 | 49 | 50,5 | 52 | 59,2 | 61 | 49 |
| | 1150 | 47,7 | 47 | 47,7 | 48 | 49,2 | 52,8 | 60,5 | 47,2 |
| | 1200 | 50,3 | 50,3 | 51,7 | 52 | 53,2 | 55,5 | 61,3 | 51 |
| | 1250 | 52,8 | 51,2 | 51,3 | 52 | 55 | 57,7 | 64 | 53 |

4.3.1 Влияние температуры нагрева под закалку на структуру и твердость сплавов, дополнительно легированных ванадием и углеродом

По данным, приведенным в таблице 4.3, построены графические зависимости изменения твердости сталей с различным содержанием ванадия от температуры закалки (рисунок 4.5).

Данные, представленные в таблице 4.3 и на рисунке 4.5, позволяют сделать следующие выводы. Все сплавы, имеющие в своем составе более 6 % ванадия, при относительно низких температурах закалки (850...900 °C) для данного типа сплавов, имеют высокую твердость, соответствующую структуре мартенсит и карбиды. При более низком содержании ванадия (6 % и менее) оптимальной температурой закалки, обеспечивающей твердость мартенсита, является температура 1000...1050 °C. Для таких сплавов, температура ниже 1000...1050 °C не обеспечивает закалку на высокую твердость.

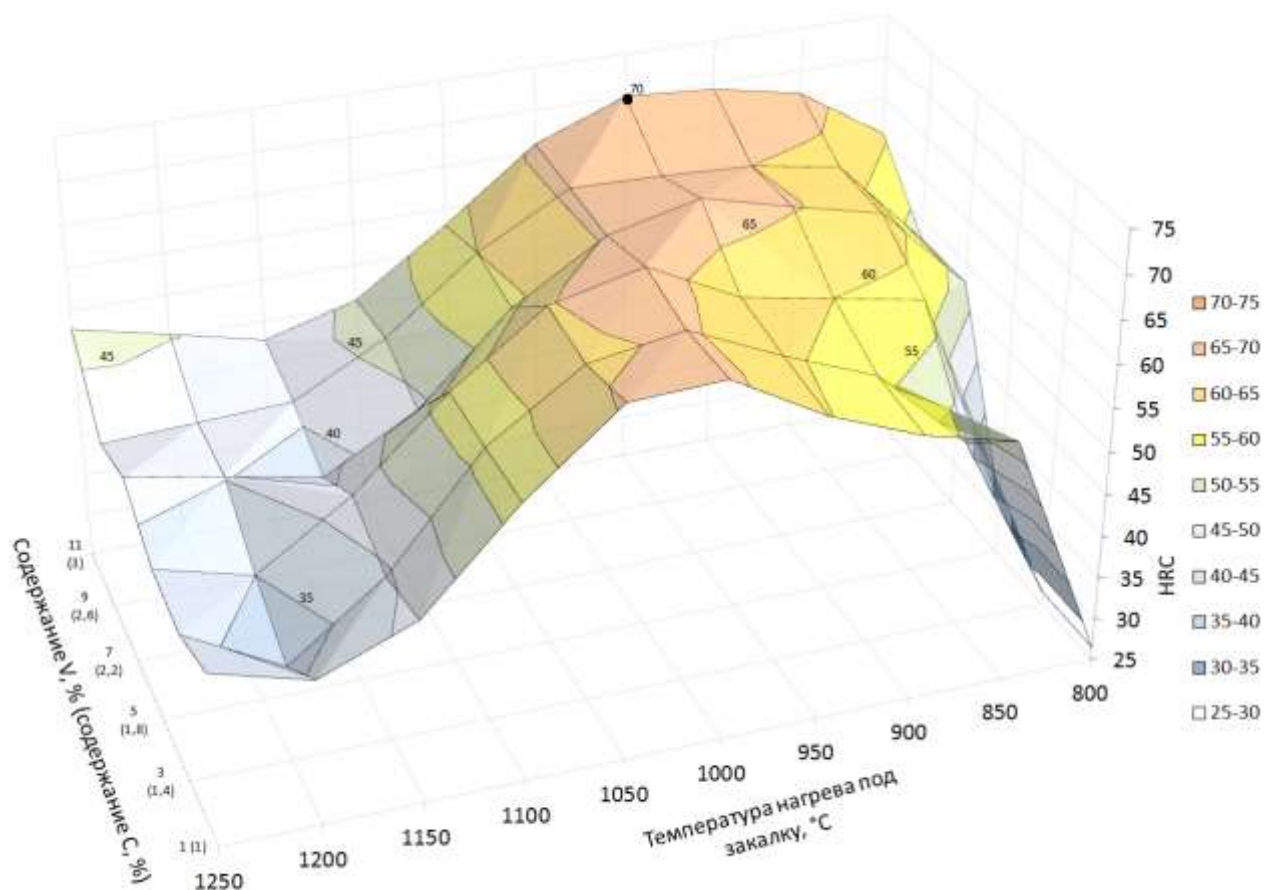
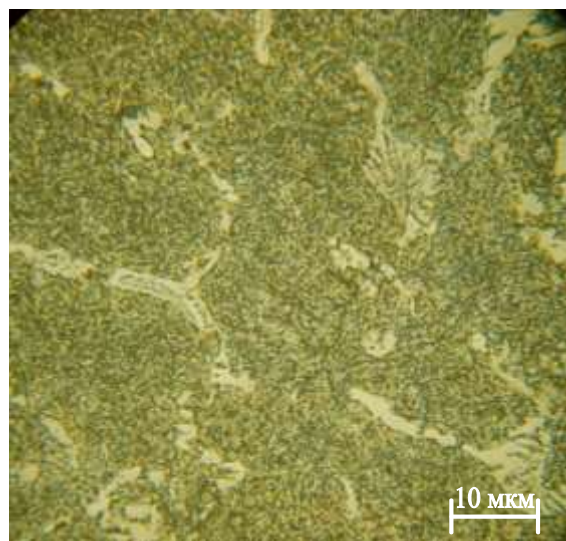
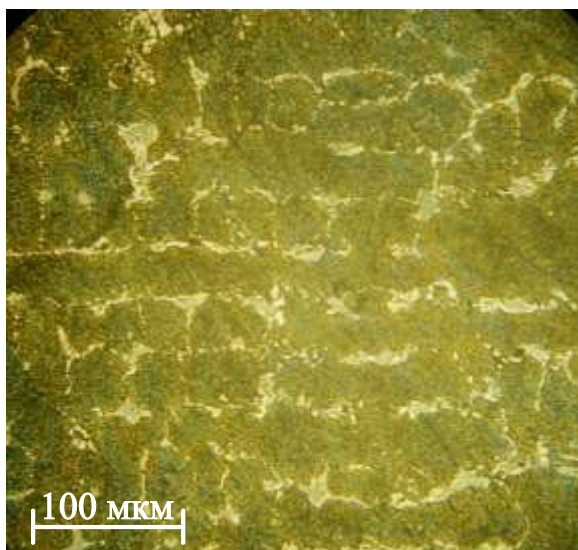
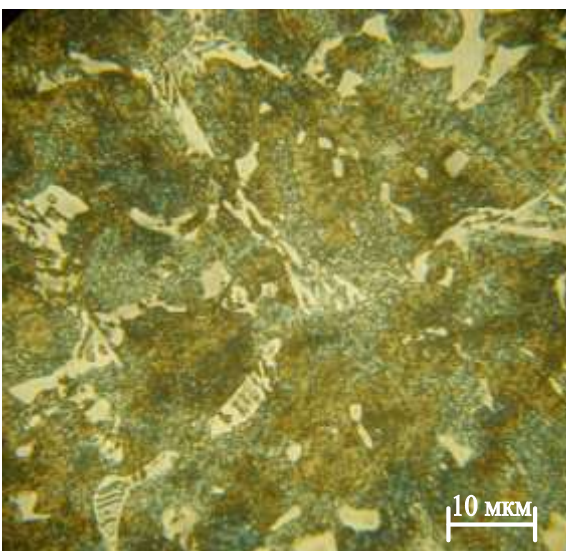
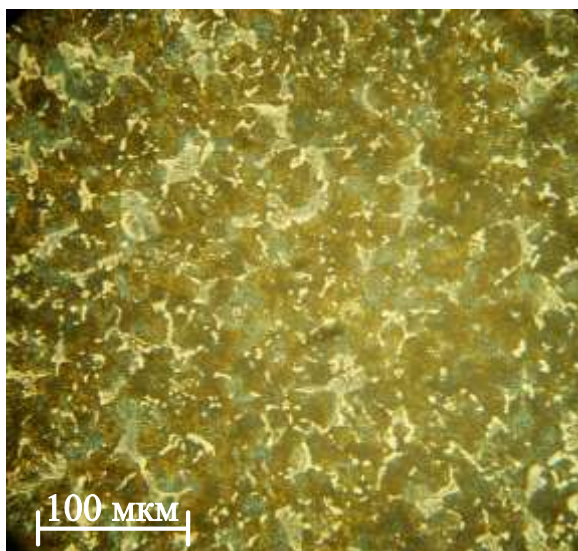
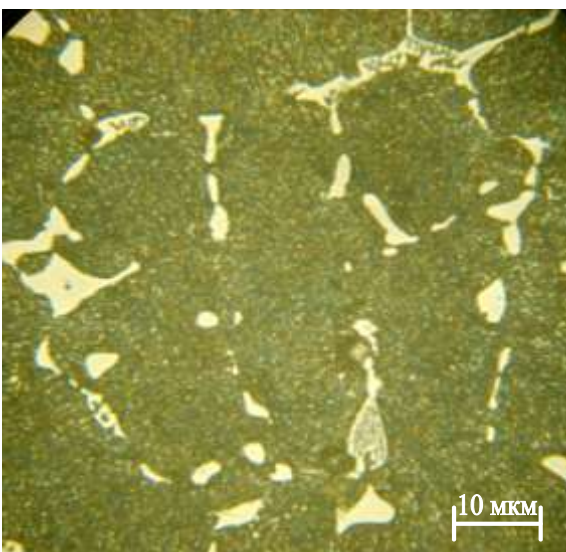
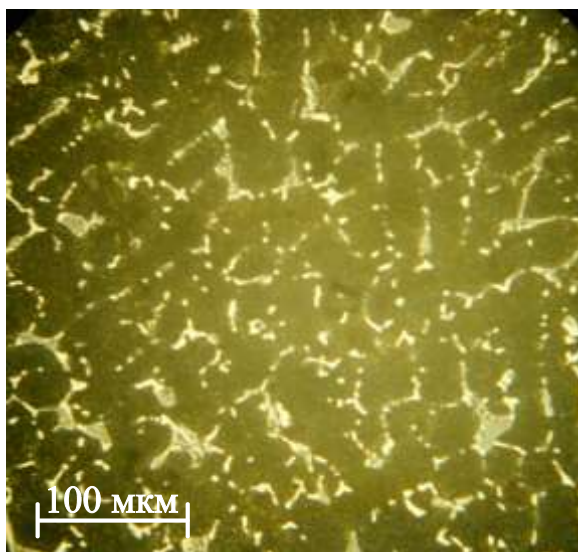


Рисунок 4.5 – Влияние температуры закалки на твердость сплавов на основе отходов стали X6BF с различным содержанием ванадия

У всех сплавов при температурах закалки выше 1050 °С происходит снижение твердости за счет увеличения содержания остаточного аустенита из-за интенсивного растворения карбидов типа M_6C и MC .

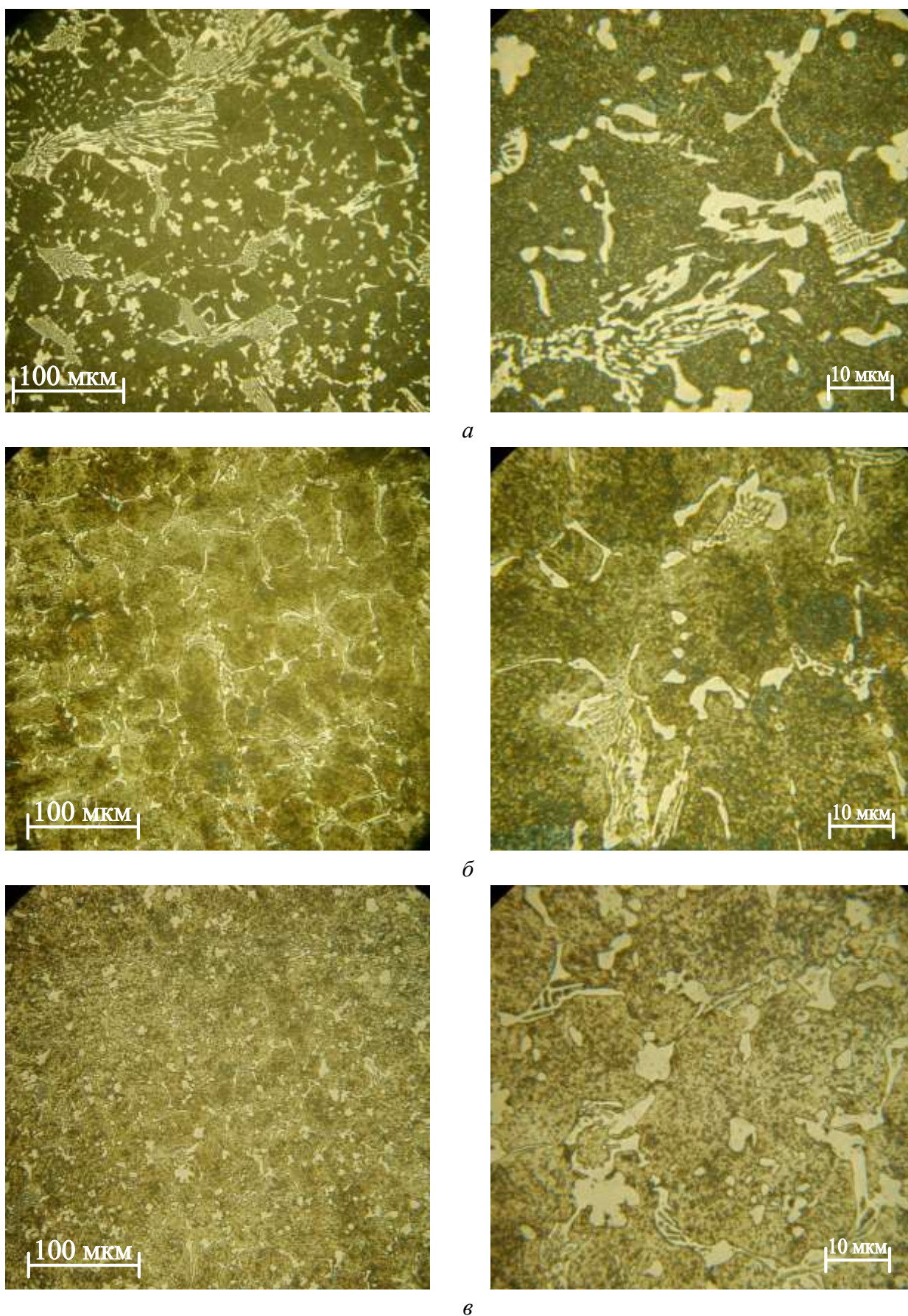
На рисунках 4.6 – 4.9 представлены характерные микроструктуры сплавов, закаленных с различных температур.

Структура сплавов 140XBФ3 и 220X6BF7 (рисунок 4.6, а, б) характеризуется наличием карбидов в том или ином количестве и слабо травящейся матрицы, представляющей собой смесь малоуглеродистого мартенсита и дисперсной феррито-карбидной смеси высокой легированности.

*a**б**в*

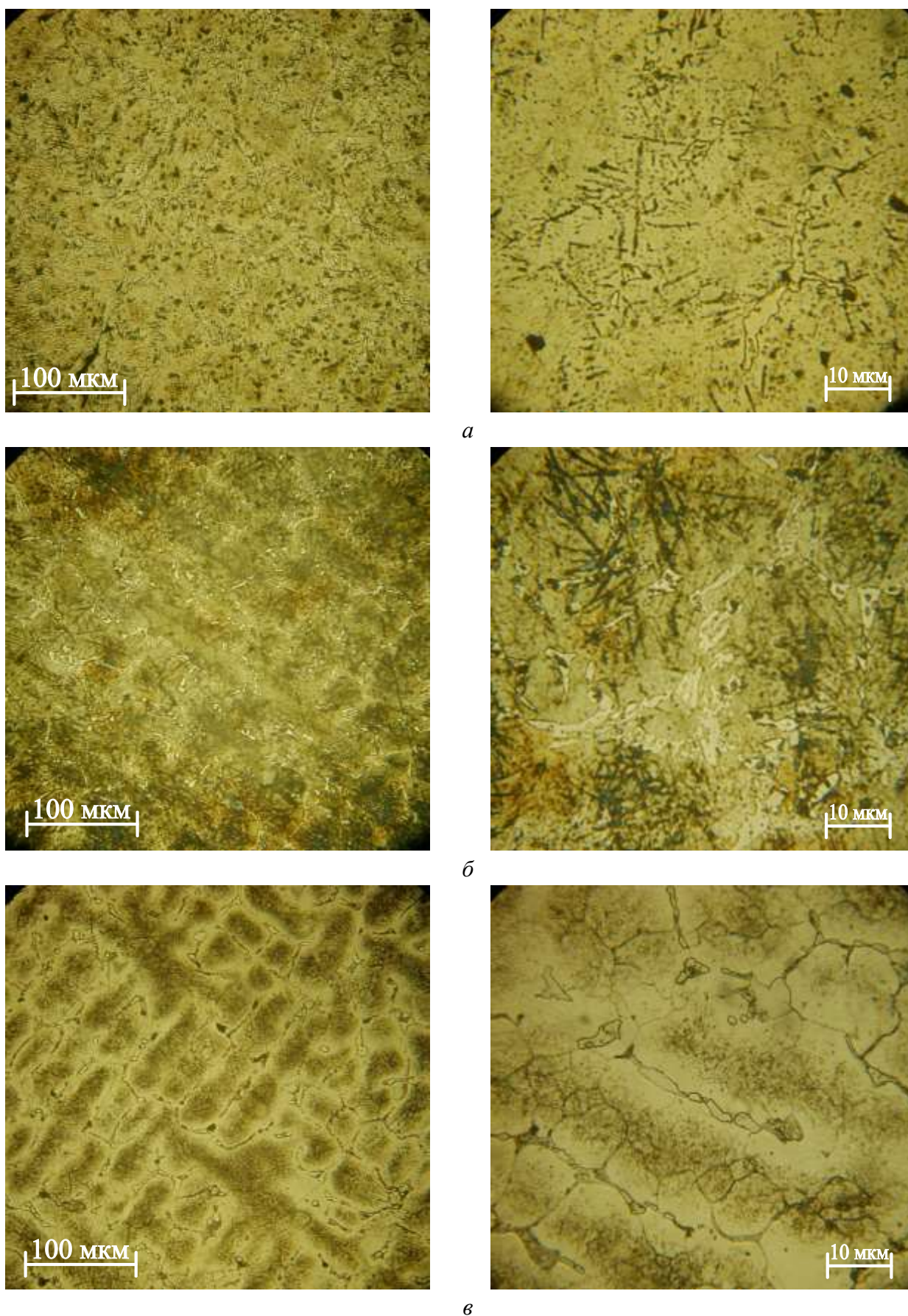
a – 140X6BФ3, $T_{\text{зак}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; *б* – 220X6BФ7, $T_{\text{зак}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; *в* – 180X6BФ5, $T_{\text{зак}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

Рисунок 4.6 – Микроструктура сплавов с ванадием, закаленных с различных температур



а – 260Х6ВФ9, Т_{зак} = 900 °С; *б* – 180Х6ВФ5, Т_{зак} = 1000 °С; *в* – 260Х6ВФ9, Т_{зак} = 1000 °С

Рисунок 4.7 – Микроструктура сплавов с ванадием, закаленных с различных температур



а – Х6ВФ, Тзак = 1100 °C; б – 180Х6ВФ5, Тзак = 1100 °C; в – 140Х6ВФ3, Тзак = 1250 °C
Рисунок 4.8 – Микроструктура сплавов с ванадием, закаленных с различных температур

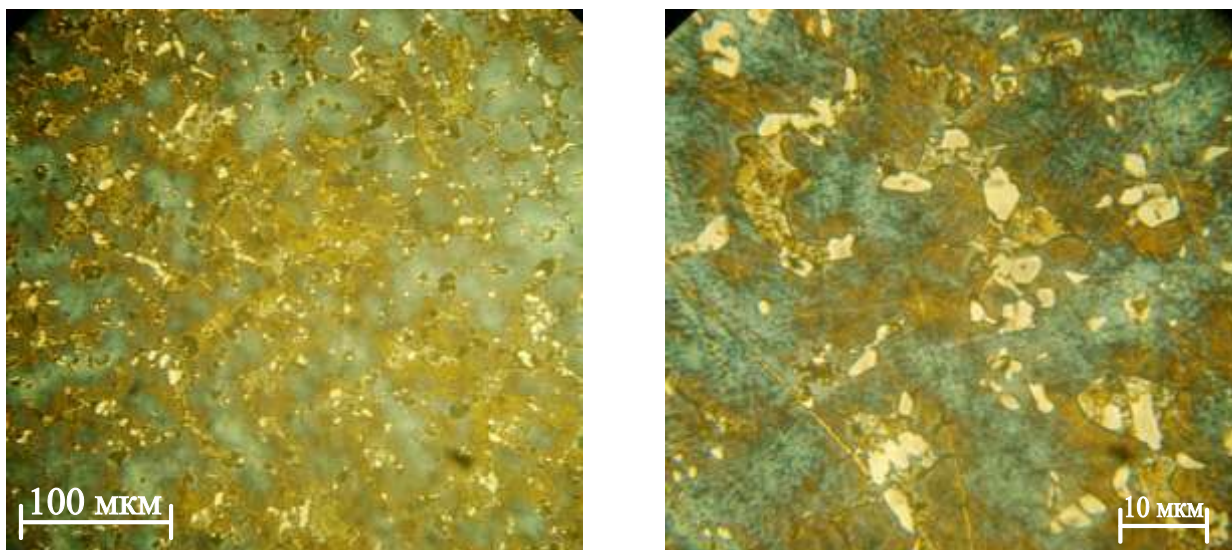


Рисунок 4.9 – Микроструктура сплава 220Х6ВФ7, закаленного с температуры
 $T_{\text{зак}} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$

Структура сплавов, закаленных с $900\ldots 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, представляет собой карбиды различного состава и слабо травящуюся основу, в этом случае достаточно легированную за счет повышенного растворения менее стойких карбидов. В качестве примера приведены микроструктуры сплавов 180Х6ВФ5 и 260Х6ВФ9 (рисунки 4.6, *в* и 4.7, *а*).

Для всех сплавов закалка с температуры нагрева $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ не вносит изменений в распределение карбидной фазы. При этой температуре закалки происходит растворение карбидов перлитно-сорбитной основы.

Строение сплавов, закаленных с температуры $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, характерно для закалки стали с оптимальных температур – мелкоигльчатый малоразличимый мартенсит плюс карбиды. Следует отметить, что количество крупных карбидов уменьшилось. В качестве примера структуры после закалки с $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводятся микроструктуры сплавов 180Х6ВФ5 и 260Х6ВФ9 (рисунок 4.7, *б*, *в*).

Для структур сталей, закаленных с $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, характерна подобная картина, но более ярко выражено растворение карбидов и наличие игльчатого мартенсита. Однако в стали Х6ВФ и в сплавах со средним

содержанием ванадия 180Х6ВФ5 наблюдаются крупные иглы мартенсита и происходит сильное растворение карбидов (рисунок 4.8, а, б).

Сплавы, подвергнутые закалке от высоких температурах 1200...1250 °С, имеют признаки ярко выраженного перегрева. При этих температурах наблюдается оплавление границ зерен, что особенно наглядно просматривается в сплавах со средним (для данной группы сплавов) содержанием ванадия 140Х6ВФ3 (рисунок 4.8, в).

Что касается сплавов с высоким содержанием ванадия, таких как 220Х6ВФ7 (рисунок 4.9), в них при высокой температуре нагрева под закалку (1200...1250 °С) происходит интенсивное растворение карбидов и приобретение ими формы, близкой к сферической. Кроме этого, в микроструктуре появляется вторичная ледебуритная эвтектика, что говорит о сильном перегреве сплава вплоть до оплавления. Температура нагрева под закалку 1200...1250 °С не может быть рекомендована для закалки сплавов на основе отходов стали Х6ВФ с повышенным содержанием ванадия и углерода.

4.3.2 Влияние температуры отпуска на твердость сплавов, дополнительно легированных ванадием и углеродом

На рисунках 4.10 – 4.12 представлены графические зависимости изменения твердости при отпуске с различных температур закаленных образцов сплавов на основе отходов стали Х6ВФ с содержанием ванадия выше стандартного. На этих графических зависимостях, так же как для сплавов на основе отходов стали У10, можно различить две области повышения твердости (области выделенные желтым – ≥ 55 HRC, розовым цветом – ≥ 60 HRC). Отпуск сплавов различного состава, закаленных от температур 800...1250°С, проводился в интервале 200...700 °С.

Полученные зависимости можно разделить на три группы:

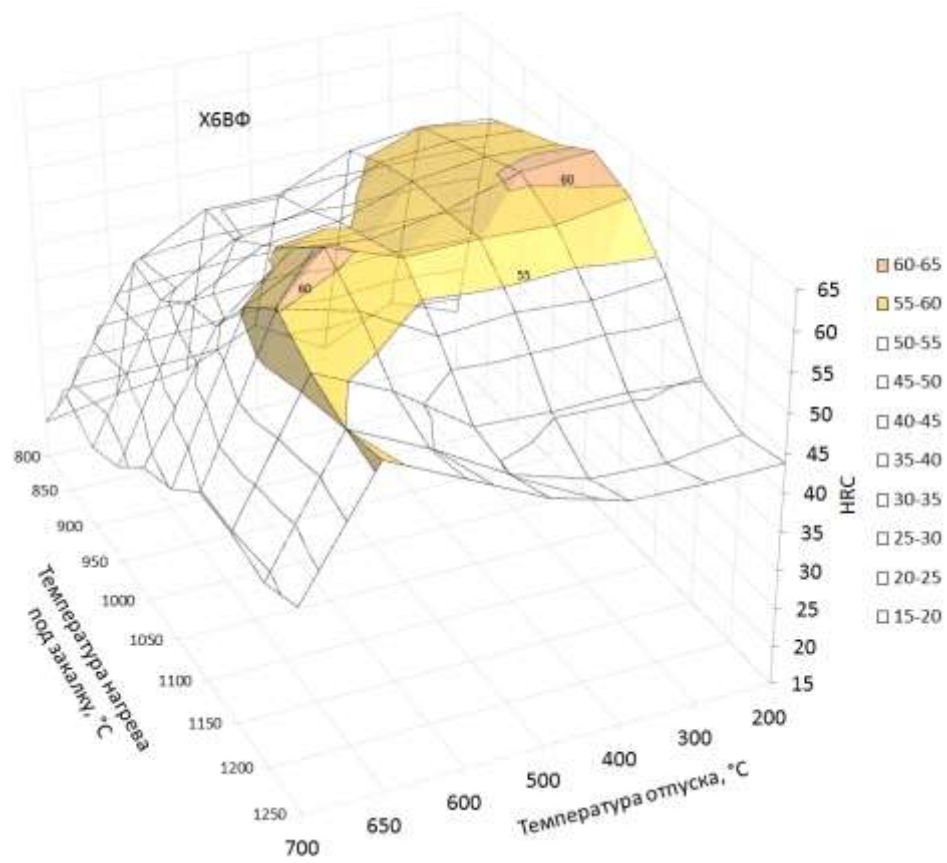
1 группа – низкая твердость как после закалки, так и после отпуска. Такая твердость характерна для сплавов с низким содержанием ванадия (до 5 %) и углерода (до 1,8 %), подвергнутых закалке с 800 °С.

2 группа характеризуется уменьшением твердости с увеличением температуры отпуска во всем интервале температур. Значительный спад происходит при температурах выше 500 °С. Это образцы, закаленные от температур 900–1000 °С.

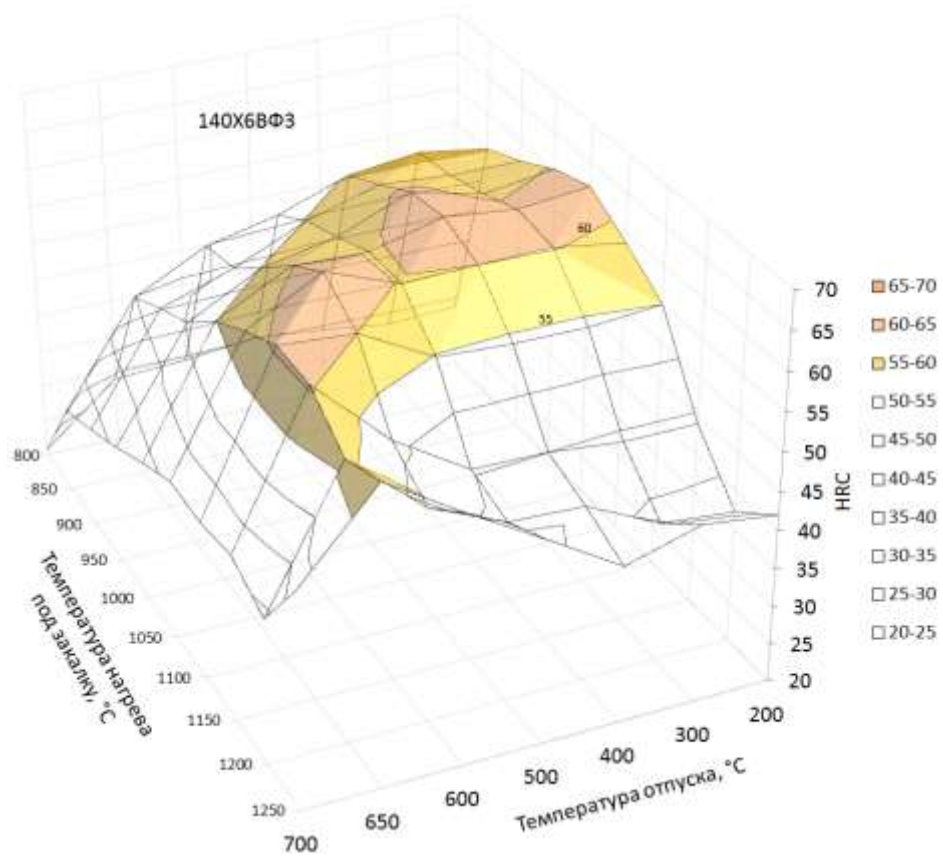
3 группа отличается низкой твердостью после закалки, но наблюдается значительный рост твердости при отпуске 550–600 °С. Падение твердости, у данных образцов имеется только при отпуске 700 °С.

Полученные зависимости можно объяснить следующим образом. Низкие температуры нагрева под закалку (800 °С) не приводят к получению аустенита с достаточной легированностью поэтому при всех температурах отпуска сплавы с ванадием имеют низкую твердость. Причем, чем ниже содержание ванадия, тем ниже твердость при отпуске. Следует отметить, что при увеличении содержания ванадия относительная твердость повышается. Видно, что при 8...10 % ванадия в стали твердость с повышением температуры отпуска остается высокой. Это говорит о том, что всё-таки легированность твердого раствора ванадием при закалке с низкой температуры увеличивается.

При отпуске сплавов, закаленных от температур 900...1000 °С, происходит закалка на первичную твердость. В этом случае твердый раствор недостаточно легирован для вторичного твердения, однако с повышением температуры отпуска до 500 °С твердость остается высокой. При больших содержаниях ванадия и относительно низких температурах закалки твердый раствор более легирован, то есть мартенсит с повышенным содержанием ванадия более устойчив к распаду при отпуске.

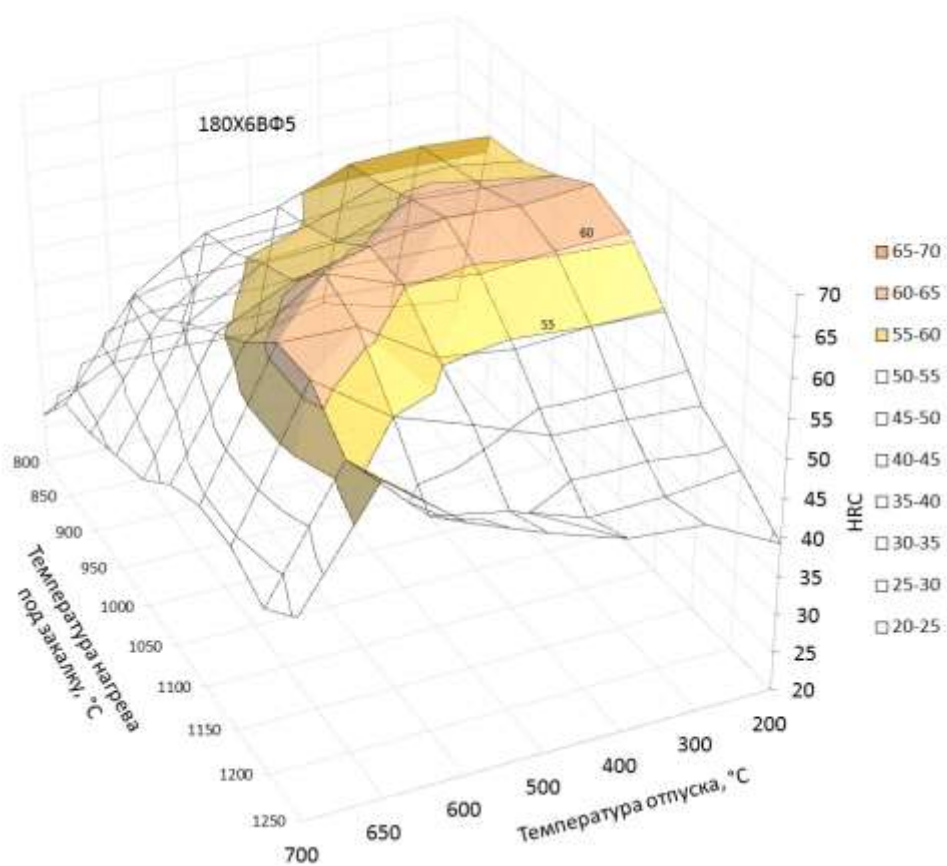


а

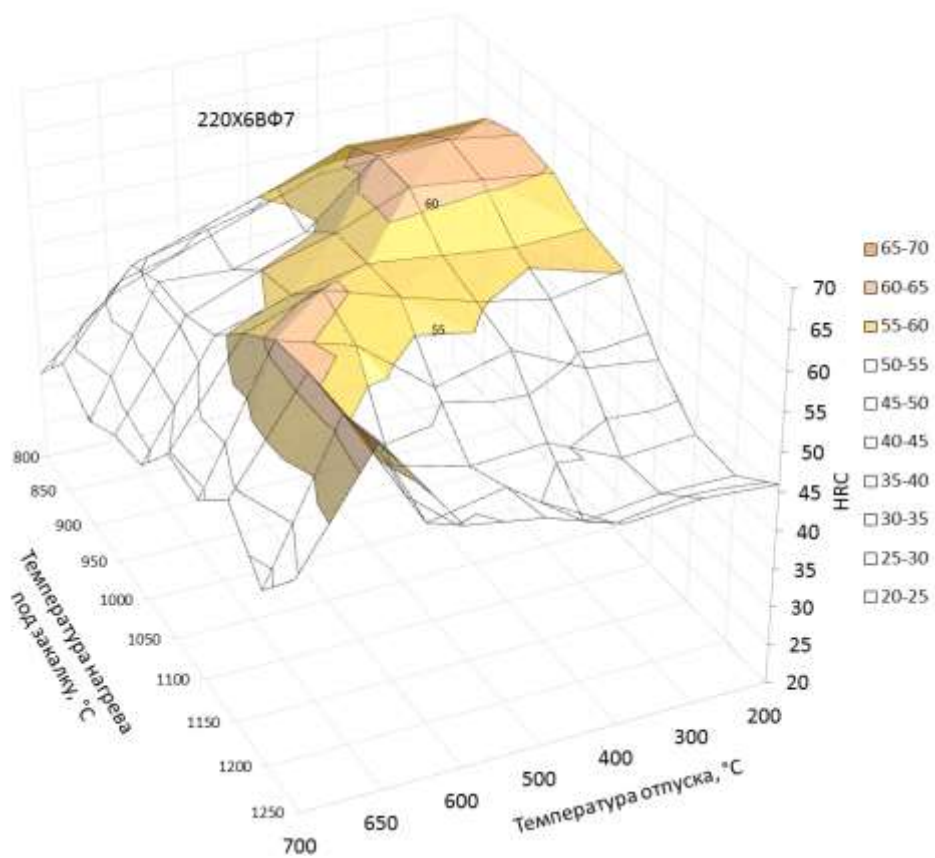


б

Рисунок 4.10 – Влияние температуры закалки и отпуска на твердость сплавов на основе отходов стали X6BΦ с повышенным содержанием ванадия



а



б

Рисунок 4.11 – Влияние температуры закалки и отпуска на твердость сплавов на основе отходов стали X6BΦ с повышенным содержанием ванадия

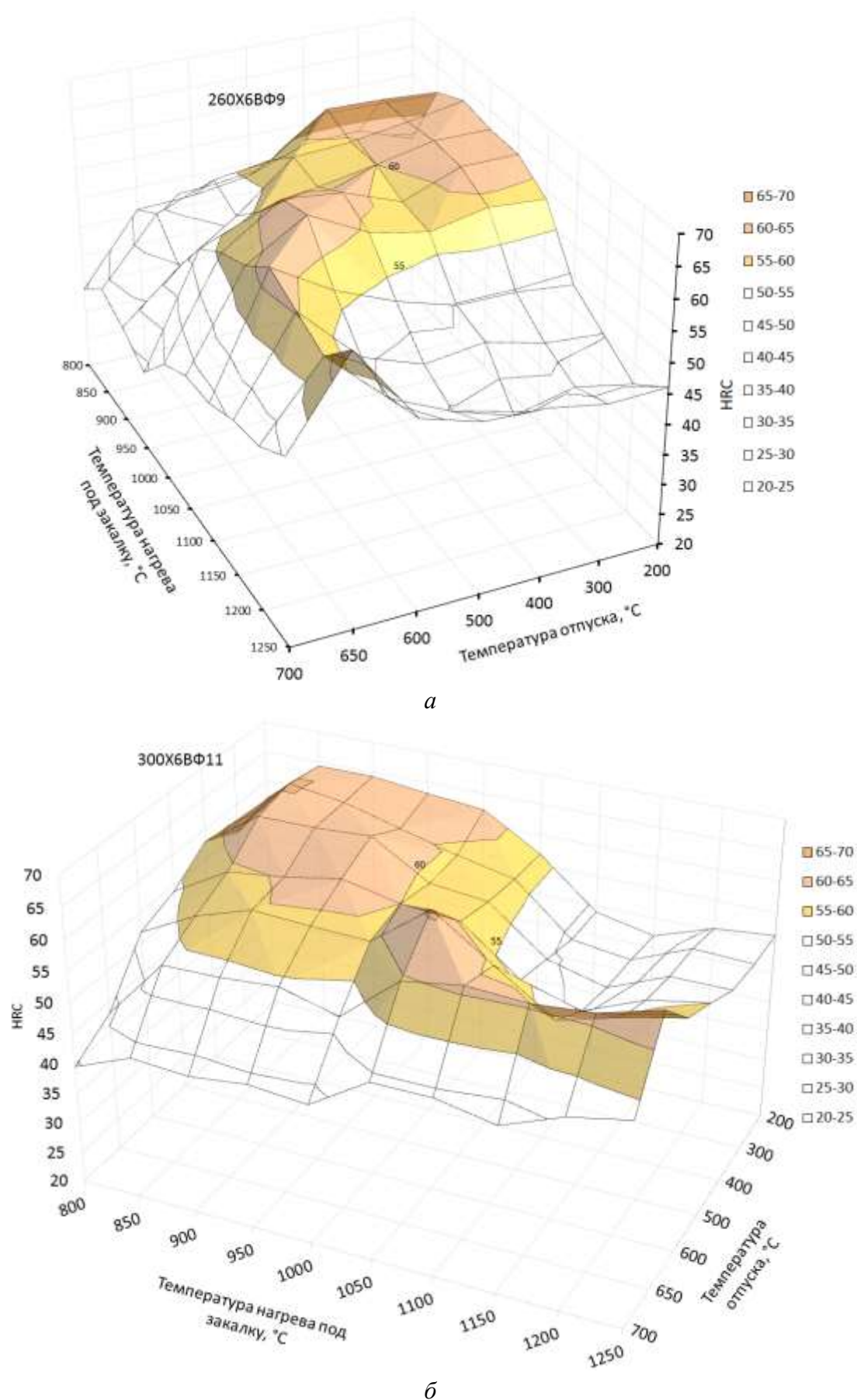


Рисунок 4.12 – Влияние температуры заковки и отпуска на твердость сплавов на основе отходов стали X6BΦ с повышенным содержанием ванадия

Отпуск всех сплавов, закаленных с более высоких температур (1050...1250 °C), протекает в соответствии с процессами в среднелегированных сталях, закаленных на вторичную твердость. Для всех сплавов и с различных температур закалки при температуре отпуска в интервале 500...600 °C наблюдается эффект вторичного твердения. Твердость в этом случае достигает HRC 60 и более.

4.4 Исследование изменения фазового состава после закалки

В данном разделе представлен микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих закаленных сплавов.

В качестве образца использовали сплав 260X6ВФ9, закаленный с температур 800, 1050 и 1250 °C. Количественный анализ проводился на элементы: V, W, Mn, Cr, Fe.

На рисунке 4.13 показаны микроструктура сплава 260X6ВФ9 и распределение элементов после закалки с температуры 800 °C, на рисунке 4.8 – после закалки с температуры 1050 °C.

Прежде всего, необходимо отметить, что количество и распределение карбидов типа MC при этих температурах закалки остается практически неизменным.

Структура ледебуритной эвтектики в сплавах, закаленных с температур 800 и 1050 °C, существенно не отличается. При закалке с более низких температур оплавления ледебуритной эвтектики не происходит, она была образована в результате первичной кристаллизации. Строение эвтектики имеет веерообразную форму, состоящую из довольно крупных кристаллов. Однако химический состав ледебуритной эвтектики при всех температурах закалки довольно близок. Что же касается твердого раствора (матрицы), то по структуре он существенно не отличается после закалки от разных температур (рисунки 4.13 и 4.14).

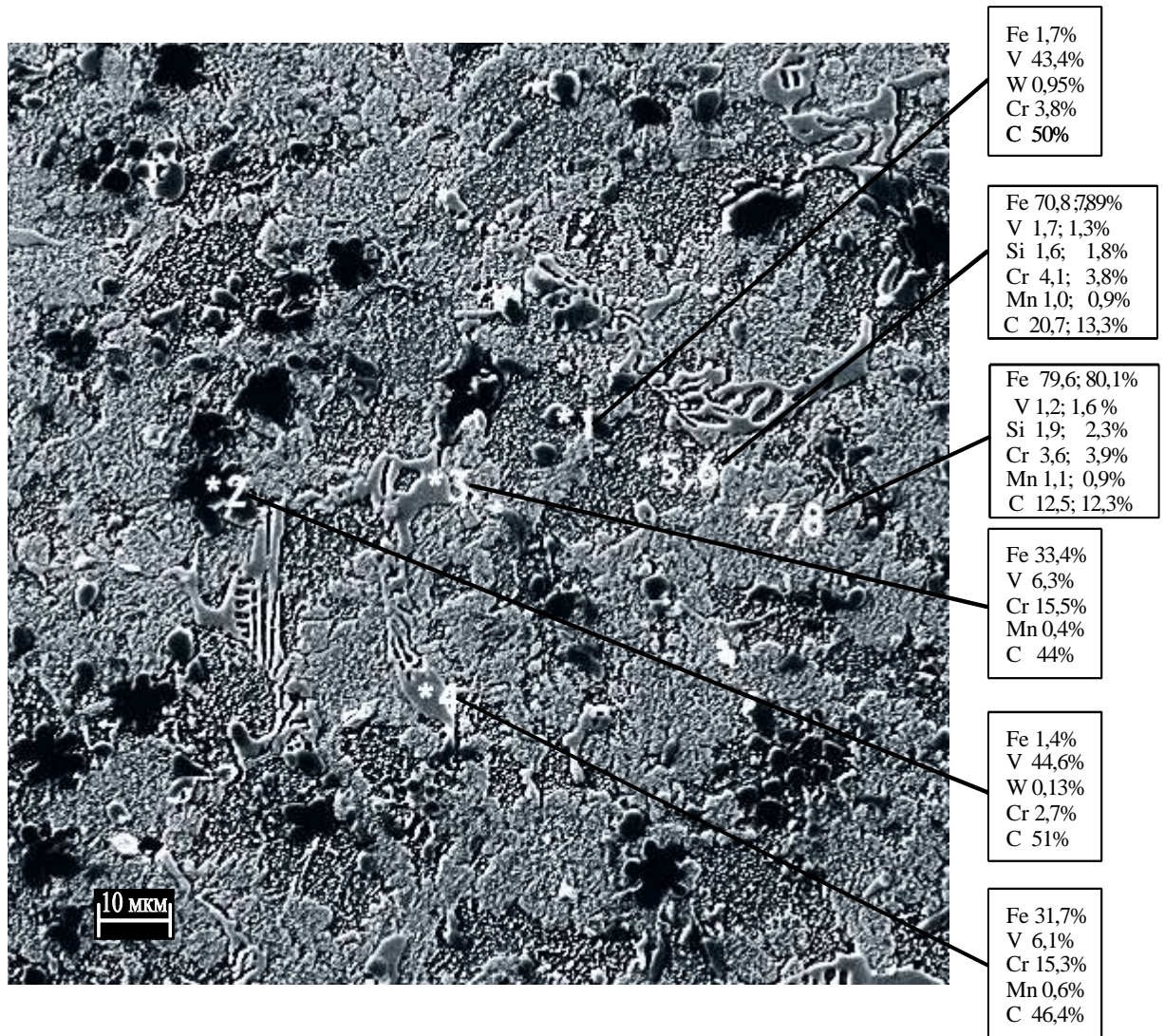


Рисунок 4.13 – Микроструктура и результаты МРСА сплава 260Х6ВФ9, закаленного с температуры 800 °С

Структура твердого раствора сплава, закаленного с более низких температур, представляет собой карбидо-мартенситную смесь различного состава (рисунки 4.13 и 4.14). При этом следует отметить, что твердый раствор практически имеет близкий состав.

Карбиды МС после закалки с 800 °С и 1150 °С сохраняют свою первичную «лучистую» форму.

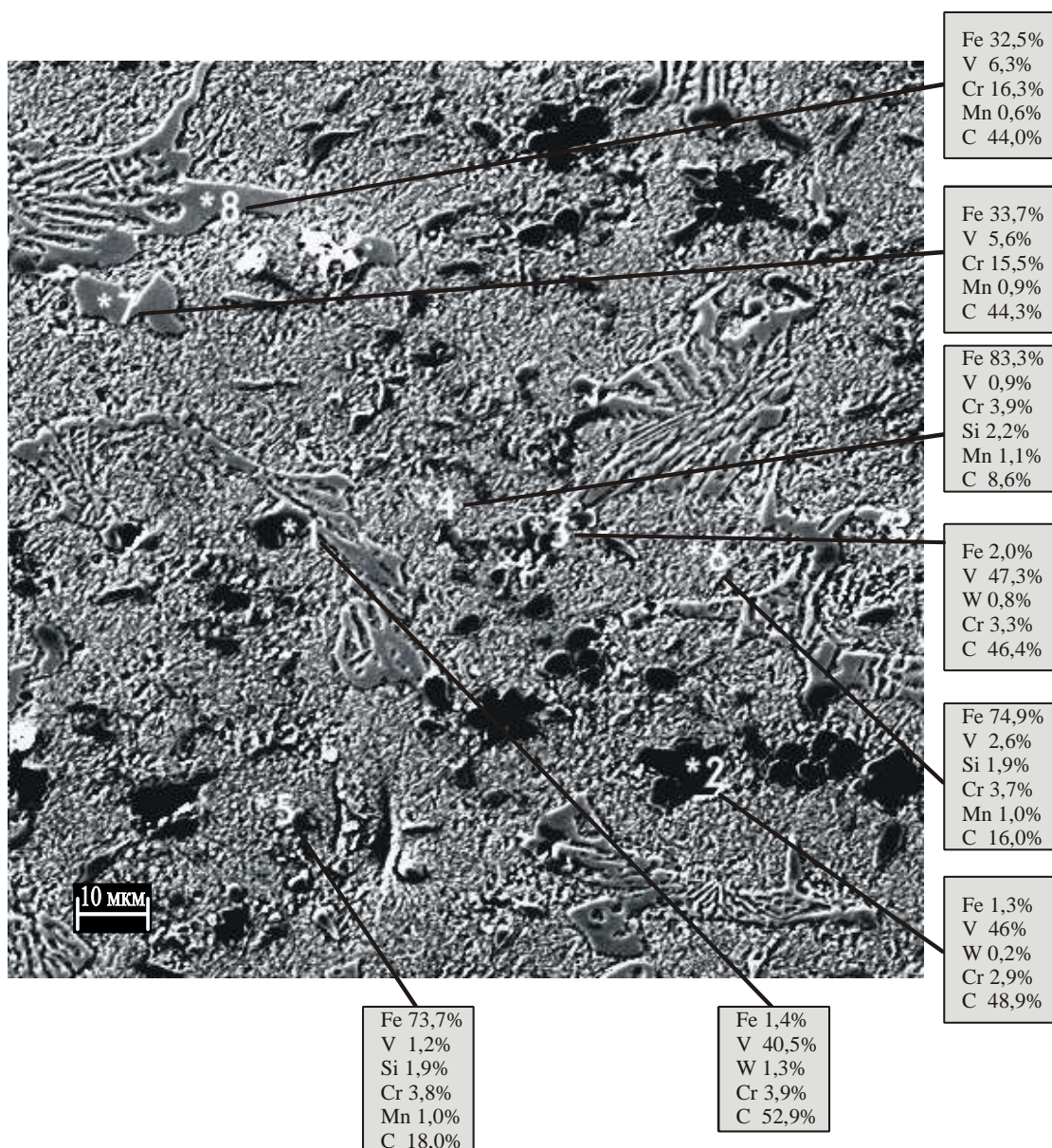


Рисунок 4.14 – Микроструктура и результаты МРСА сплава 260Х6ВФ9, закаленного с температуры 1050 °С

Микроструктура исследуемого сплава после закалки с 1250 °С представлена на рисунке 4.15 при увеличении $\times 500$. Анализ проводился в пяти точках шлифа: 1, 4 – карбиды; 2 – твердый раствор (матрица); 3, 5 – ледебурит.

Структура данного образца имеет характерные признаки межзеренного оплавления с ярко выраженной ледебуритной эвтектикой. Визуально различимы три разновидности карбидных включений – в основном крупные

карбиды округлой формы, окрашенные в черный цвет и более мелкие темноокрашенные карбиды со светлой окантовкой, а также карбиды ледебуритной эвтектики. Разветвленная ледебуритная эвтектика различной величины, располагается между крупными зернами твердого раствора.

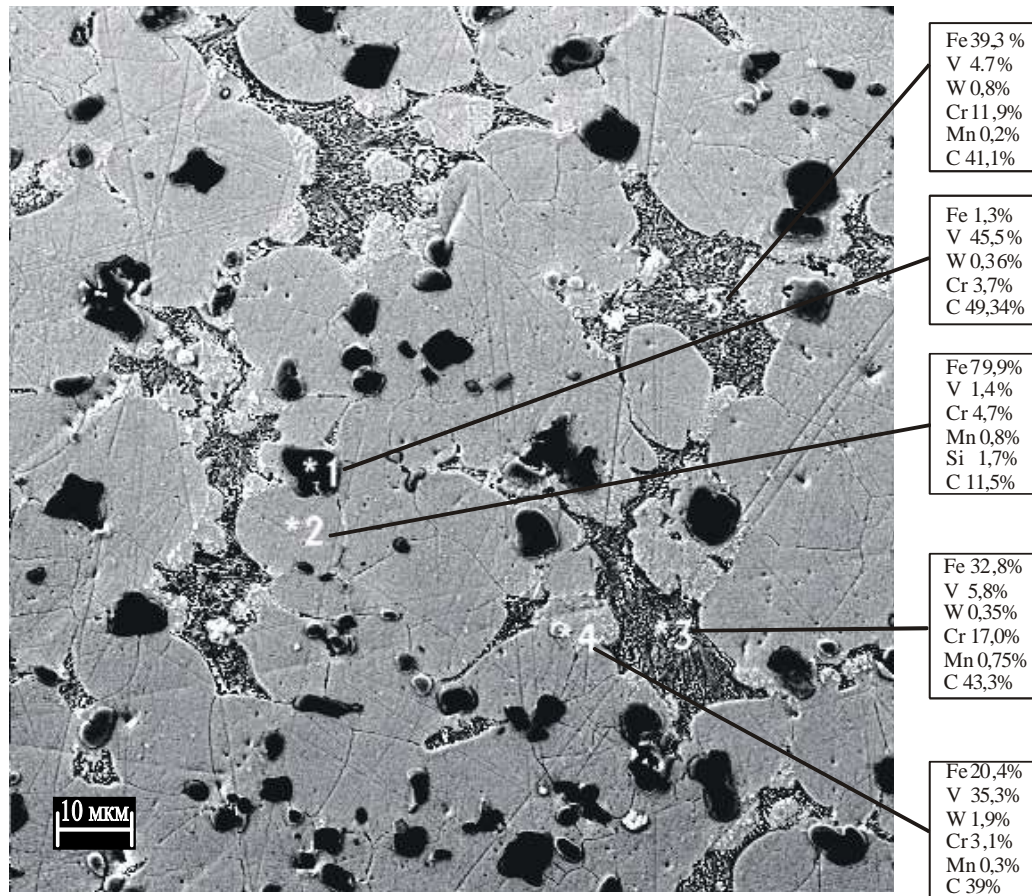


Рисунок 4.15 – Микроструктура и результаты МРСА сплава 260Х6ВФ9, закаленного с температуры 1250 °С

Матрица (твердый раствор) представлена на микроструктуре светлым однородным фоном.

Из рисунка 4.15 следует, что точка 1 соответствует по составу карбиду ванадия типа MC , в состав которого входят в небольшом количестве вольфрам, хром и железо. Это вполне согласуется с данными работы [88], в которой указывается, что в этом карбиде может наблюдаться дефицит атомов углерода. Второй тип карбидов (точка 4), по всей видимости, соответствует карбиду типа M_6C с существенным замещением атомов железа атомами

ванадия, хрома и незначительным количеством вольфрама. Однако окончательное заключение можно сделать после проведения рентгеноструктурного анализа.

В точке 2 на рисунке 4.15 определён химический состав твердого раствора. Основным элементом в этой фазе является железо с небольшим количеством хрома (4,2 %) и ванадия (2,5 %).

На рисунке 4.16 представлено в соответствующем характеристическом излучении распределение основных контролируемых элементов в поле зрения шлифа сплава 260Х6ВФ9, закаленного с температуры 1250 °С.

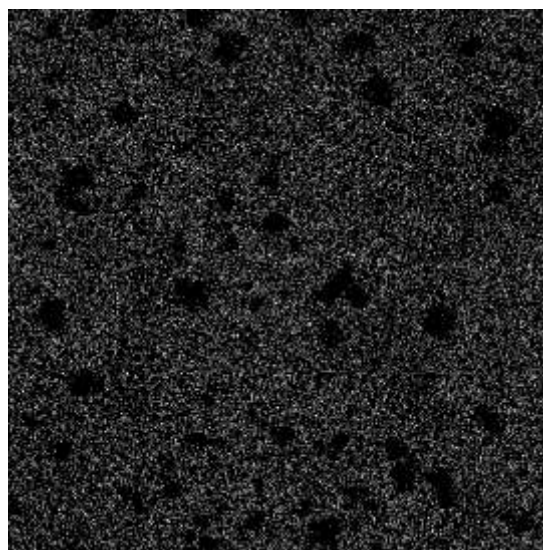
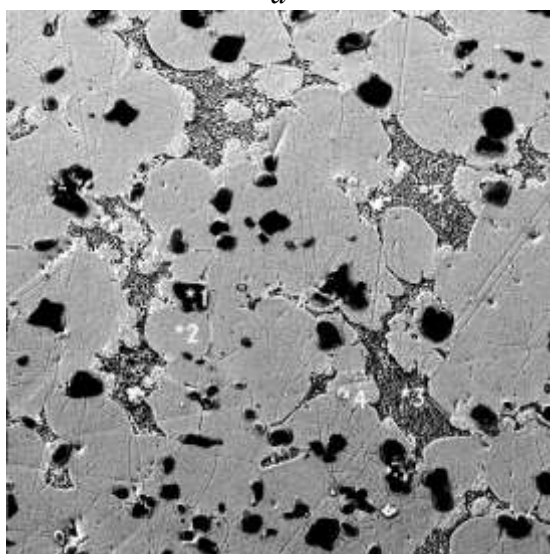
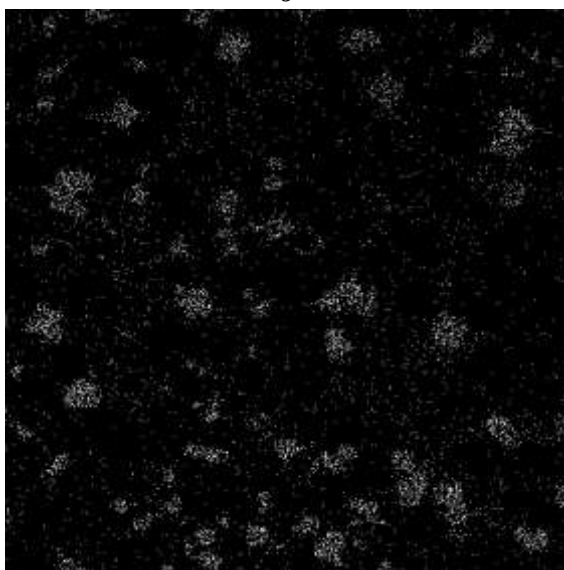
Основное распределение ванадия (рисунок 4.16, *д*) сосредоточено в карбидах (точка 1, рисунок 4.15). Небольшое количество ванадия имеется в карбидах (точка 4, рисунок 4.15), которые по составу близки к карбидам типа M_3C или M_6C . Остальное количество ванадия более или менее равномерно распределено между твердым раствором и эвтектикой (точки 2, 3 и 5, рисунок 4.15).

Вольфрам (рисунок 4.15) в большей степени сконцентрирован в карбидах (карбид со светлой оторочкой, точка 4) – до 2 % и в эвтектике (точки 3 и 5, рисунок 4.15).

Картина распределения железа (рисунок 4.16, *б*) равномерная во всех фазах, кроме карбида ванадия типа MC . В нем полностью отсутствует железо или содержится в очень малых количествах.

Что касается распределения хрома (рисунок 4.16, *а*), то можно отметить, что в больших количествах он сосредоточен в эвтектике. Об этом же свидетельствуют данные рисунка 4.15 (точки 3 и 5), из которых следует, что в эвтектике содержится от 12,6 % до 10,5 % хрома.

Марганец равномерно распределен по плоскости микроструктуры (рисунок 4.16, *з*). Можно отметить, что в областях, где расположена эвтектика, его несколько меньше, чем в остальных частях. В местах расположения карбидов MC марганец отсутствует.

*a**б**в**г**д**е*

a – хрома; *б* – железа; *в* – микроструктура; *г* – марганца; *д* – ванадия; *е* – вольфрама

Рисунок 4.16 – Распределение элементов в микроструктуре 260X6BF9

(Тзак 1250 °С, ×500)

На рисунке 4.17 представлена микроструктура и распределение элементов того же сплава, но при увеличении $\times 1000$. На рисунке 4.17, а в поле зрения участок эвтектики, образовавшийся в результате кристаллизации оплавленных границ зерен при высокотемпературном нагреве. Внутри эвтектического образования наблюдаются светлые участки, соответствующие одной из форм карбидов ванадия. На микроструктуре (рисунок 4.17, б) ванадий в большей степени сконцентрирован в карбидах ванадия. По распределению ванадия отчетливо видно, что это не что иное, как карбид типа MC , который даже при столь высоких температурах и соседстве с расплавленной эвтектикой сохраняет свой состав, образуя более компактную форму.

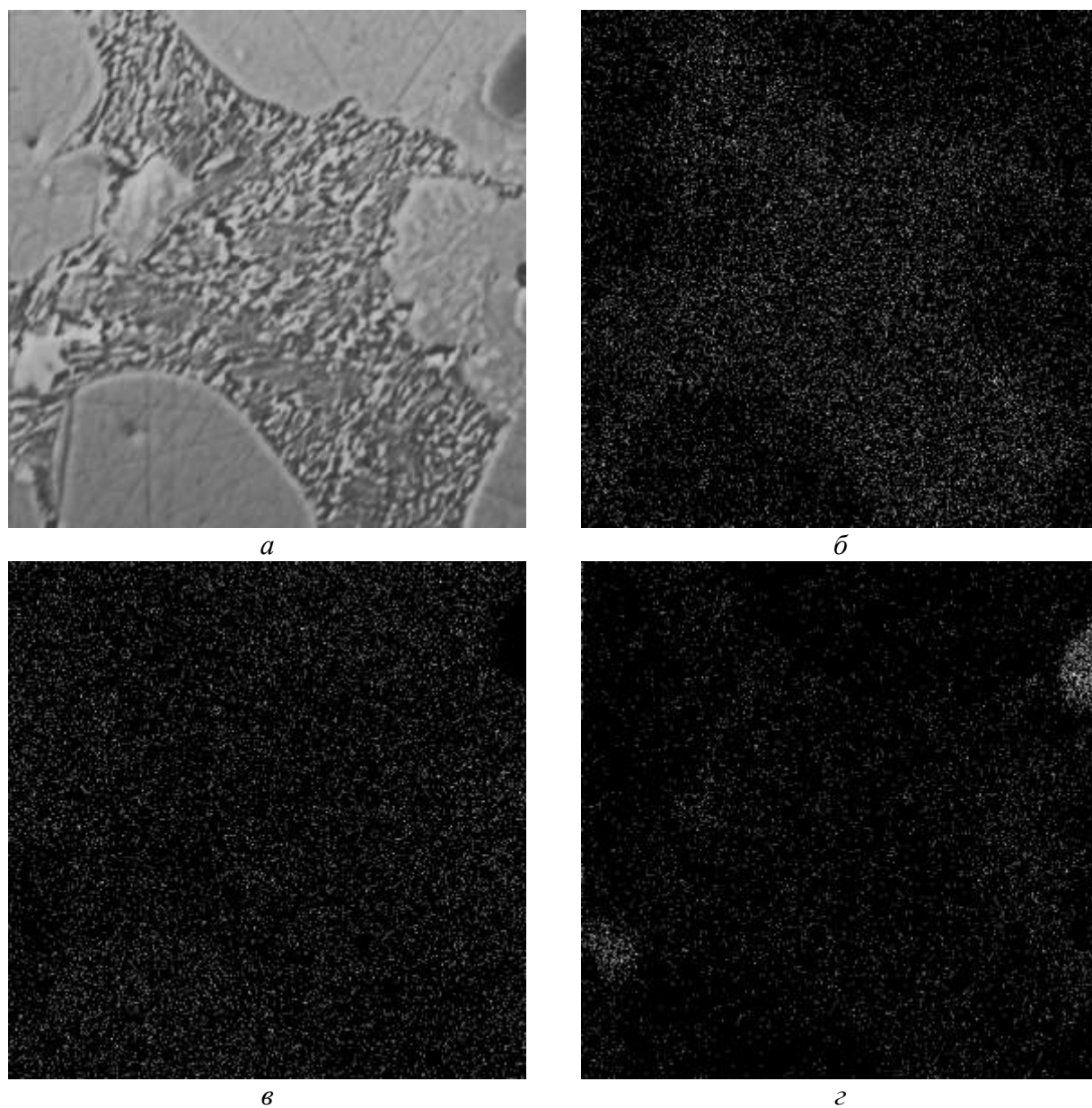
Как следует из рисунка 4.17, б, хром в повышенных концентрациях содержится в эвтектике. Железа в эвтектике (рисунок 4.17, в) содержится на 20 % меньше, чем в матрице.

Проведенные исследования методом МРСА позволили выявить следующие закономерности. Для сплавов 260Х6ВФ9 структура в зависимости от температуры закалки представлена карбидами ванадия характерной формы, разветвленной ледебуритной эвтектикой и матрицей. После закалки с низкой температуры (800 °С) по сравнению с литой структурой не наблюдается изменений формы и количества карбидов. Структура матрицы представлена малоуглеродистым мартенситом.

После закалки с 1050 °С происходят существенные изменения в матрице: она представлена дисперсной карбидо-мартенситной смесью и меньшим количеством ледебурита и карбидной фазы MC .

После закалки с температуры 1250 °С структура сплава значительно изменяется. Прежде всего, структура имеет признаки перегрева – крупное зерно с мозаичным делением на мелкие зерна. Металлическая основа представляет собой скрытокристаллический мартенсит. Первичная верообразная эвтектика, образованная при кристаллизации сплава, отсутствует. Имеющаяся в структуре мелкодисперсная эвтектика имеет

вторичную природу – она сформирована при кристаллизации жидкой фазы, по границам зерен аустенита при нагреве до 1250 °С. Карбиды ванадия VC представлены округлой формой и имеется некоторое уменьшение их объемной доли.



a – микроструктура; *б* – хрома; *в* – железа; *г* – ванадия

Рисунок 4.17 – Распределение элементов в микроструктуре 260X6BF9

(Тзак 1250 °С, $\times 1000$)

Сопоставляя химический состав основы сплавов, закаленных от температуры 1250 °С, с основой сплавов, закаленных с более низких температур, следует отметить, что легированность твердого раствора

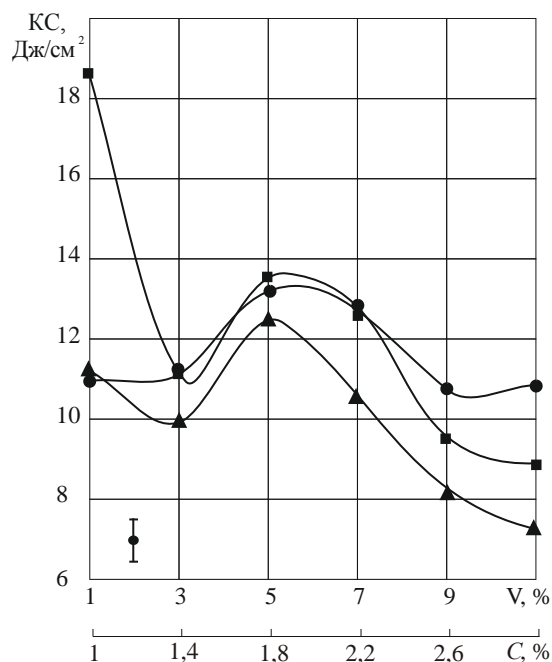
ванадием и хромом выше. Это объясняется значительным уменьшением ледебуритной эвтектики. По результатам МРСА видно, что в состав эвтектики при всех температурах нагрева под закалку входит в среднем 5,0–6,0 % ванадия и 15,0–16,0 % хрома. Следовательно, основным источником ванадия и хрома является эвтектика и в меньшей степени карбиды VC.

4.5 Влияние ванадия и углерода на ударную вязкость сплавов на основе отходов стали Х6ВФ

При оценке влияния различных факторов (состав, термическая обработка и т. д.) на свойства инструментальных сталей отдают предпочтение структуре сплавов, закаливаемости и теплостойкости. Как правило, мало уделяют внимания таким свойствам как ударная вязкость, хотя она характеризует надежность работы изделия. Для гранулирующих ножей способность сопротивления динамическим нагрузкам имеет значение (для безаварийной работы).

В данном разделе приведены результаты испытаний на ударную вязкость и строение изломов образцов с различным содержанием ванадия и углерода в сплавах на основе отходов стали Х6ВФ.

Зависимости значений ударной вязкости образцов на основе отходов стали Х6ВФ с различным содержанием ванадия и углерода представлены на рисунке 4.18. По данным результатам можно заметить, что введение ванадия (до 3 %) в сталь Х6ВФ после закалки и отпуска уменьшает ударную вязкость. С другой стороны, при всех режимах термической обработки (таблица 4.4) с увеличением содержания ванадия более 3 % наблюдается увеличение ударной вязкости, но при увеличении ванадия более 5...7 % ударная вязкость снова снижается.



● – Тзак = 900 °С, Тотп = 300 °С; ■ – Тзак = 1050 °С, Тотп = 550 °С;

▲ – Тзак = 1200 °С, Тотп = 600 °С

Рисунок 4.18 – Ударная вязкость сплавов на основе отходов стали Х6ВФ после термической обработки

Таблица 4.4 – Режимы окончательной термической обработки сплавов на основе отходов стали Х6ВФ выбранные для исследования динамических и триботехнических характеристик

| Маркировка сплавов | Температура закали, °С | Твердость <i>HRC</i> после закали | Твердость <i>HRC</i> при температуре отпуска, °С | |
|--------------------|------------------------|-----------------------------------|--|------|
| | | | 200 | 600 |
| Х6ВФ | 900 | 58 | 56,5 | -- |
| | 1050 | 66 | -- | 56 |
| | 1200 | 42 | -- | 55 |
| 140Х6ВФ3 | 900 | 57 | 57,5 | -- |
| | 1050 | 64 | -- | 58 |
| | 1200 | 36 | -- | 56,5 |
| 180Х6ВФ5 | 900 | 60 | 58 | -- |
| | 1050 | 65 | -- | 57,5 |
| | 1200 | 40 | -- | 57 |
| 220Х6ВФ7 | 900 | 65 | 61 | -- |
| | 1050 | 59 | -- | 58 |
| | 1200 | 45 | -- | 62 |
| 260Х6ВФ9 | 900 | 65 | 63 | -- |
| | 1050 | 60 | -- | 58 |
| | 1200 | 45,5 | -- | 58 |
| 300Х6ВФ11 | 900 | 69 | 64,3 | -- |
| | 1050 | 58 | -- | 59,5 |
| | 1200 | 50 | -- | 61,5 |

На рисунке 4.19 представлены фрактограммы изломов образцов сплавов на основе отходов стали Х6ВФ с различным содержанием ванадия и углерода. Составы сплавов и режимы термической обработки приведены в таблице 4.4.

Общее заключение по данным сплавам следующее. Для всех изломов сплавов на основе Х6ВФ с разным содержанием ванадия и углерода при принятых режимах термической обработки характерно то, что разрушение является хрупким, хотя значения ударной вязкости несопоставимы со значениями вязкости образцов из сплавов на основе отходов стали У10 с различным содержанием ванадия.

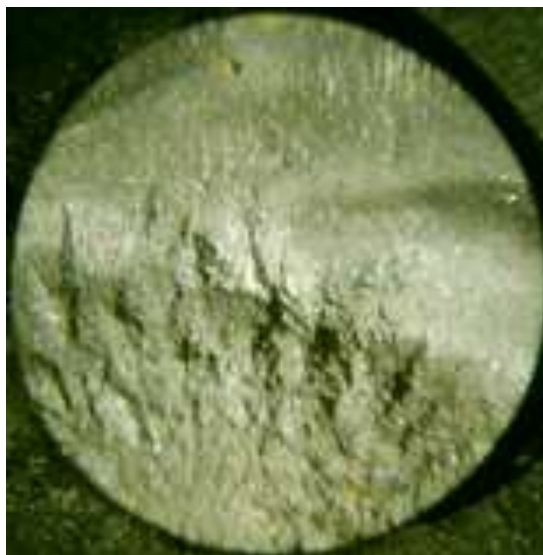
Анализ изломов, представленных на рисунке 4.19, *а, б*, позволяет установить, что образцы, закаленные от 900 °С, с увеличением содержания ванадия до 5 % характеризуются вязким изломом, а затем, с дальнейшим увеличением содержания ванадия, излом становится более хрупким.

При данной температуре нагрева под закалку (900 °С – закалка на первичную твердость) сплавы характеризуются относительно низкой твердостью для сталей подобного класса. Структура в этом случае представляет собой низкоуглеродистый мартенсит отпуска, характеризующийся повышенной ударной вязкостью.

В образцах, подвергнутых закалке с температуры 1050 °С, с увеличением содержания ванадия от 1 до 3 % снижается ударная вязкость, что хорошо видно по характеру излома (рисунок 4.19, *в*); более вязкий излом характерен для стандартной инструментальной стали. Дальнейшее повышение содержания ванадия в сплавах этой группы образцов характеризуется относительно вязким изломом и малым снижением ударной вязкости (рисунок 4.19, *г*), а при содержании ванадия более 7 % излом хрупкий (рисунок 4.19, *д*).



a – 180X6BΦ5, $T_3 = 900\text{ °C}$



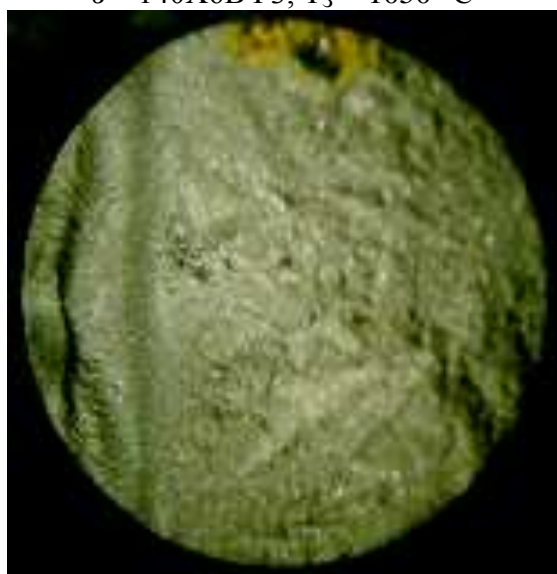
б – 260X6BΦ9, 5 плавка, $T_3 = 900\text{ °C}$



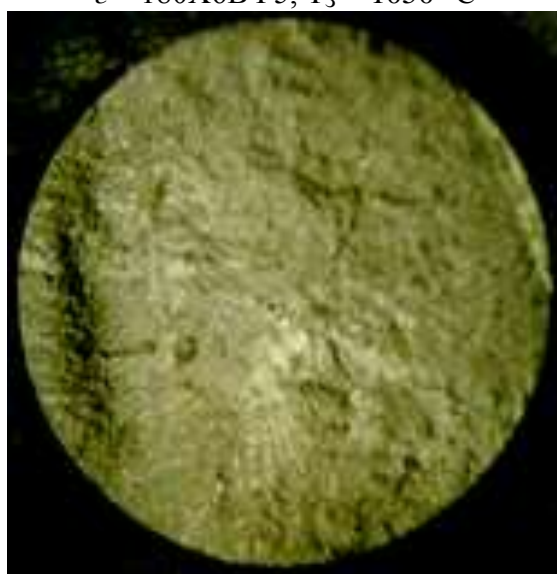
в – 140X6BΦ3, $T_3 = 1050\text{ °C}$



г – 180X6BΦ5, $T_3 = 1050\text{ °C}$



д – 260X6BΦ9, $T_3 = 1050\text{ °C}$



е – 140X6BΦ3, $T_3 = 1200\text{ °C}$

Рисунок 4.19 – Фотографии изломов образцов из сплавов на основе отходов стали X6BΦ

Сплавы, подвергнутые закалке от 1200 °С, имеют самую низкую ударную вязкость, для этих сплавов характерен хрупкий излом (рисунок 4.19, *е*). Однако в данной группе образцов не наблюдается изломов, характерных для перегретой стали с крупнозернистым изломом. Ванадий обеспечивает мелкое зерно даже при столь высокой температуре.

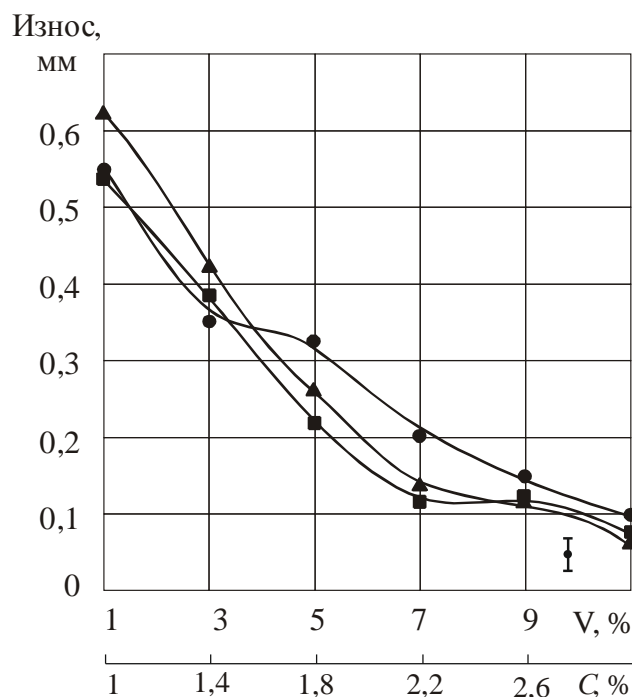
4.6 Влияние ванадия и углерода на износостойкость сплавов

Одними из важнейших факторов, определяющих работоспособность материалов для гранулирующего инструмента, являются износ и коэффициент трения.

С целью изучения износостойкости исследуемые сплавы были подвергнуты испытаниям на машине трения по схеме «палец – диск» (см. рисунок 2.3).

Результаты сравнительных испытаний износа литых сплавов на основе Х6ВФ, легированных ванадием, показаны на рисунке 4.20. Из него видно, что увеличение содержания ванадия приводит к значительному росту износостойкости. Значительного влияния на износостойкость температуры нагрева под закалку в интервале 1050–1200 °С не наблюдается. А при закалке с низких температур (от 800...900 °С) наблюдается повышенный износ.

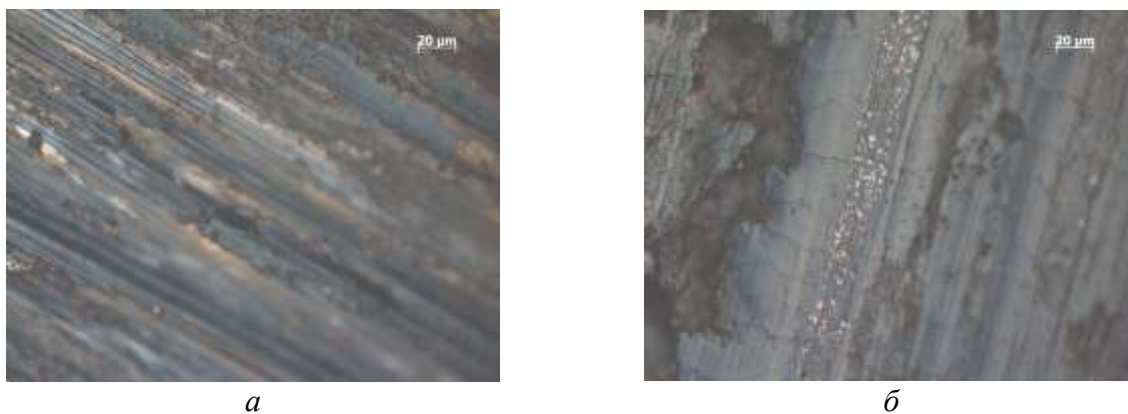
На рисунке 4.21 приведен внешний вид изношенной поверхности сплавов с различным содержанием ванадия. С увеличением легирующих элементов оксидная пленка на поверхности трения из неплотной, отслаивающейся большими площадями (плавки 1–3, рисунок 4.21, *а*), переходит в плотную оксидную пленку, которая разрушается под действием усталостных напряжений (плавки 5–6, рисунок 4.21, *б*). На поверхности зоны трения хорошо различимы дорожки карбидов. При трении наблюдается частичное растворение вторичных карбидов, об этом можно судить по размеру последних и их округлой форме.



Температура закалки: ● – 900 °C; ■ – 1050 °C; ▲ – 1200 °C

Рисунок 4.20 – Влияние содержания ванадия на износ сплавов

Металлографический анализ количественных характеристик структуры показал, что с повышением количества легирующих элементов объемная доля карбидной фазы растет, а с увеличением температуры нагрева под закалку количество карбидов в сплавах уменьшается (рисунок 4.22). Это связано с растворением карбидов хрома при температуре нагрева под закалку до 1050 °C, а при 1200 °C – частично и карбидов ванадия. Последнее

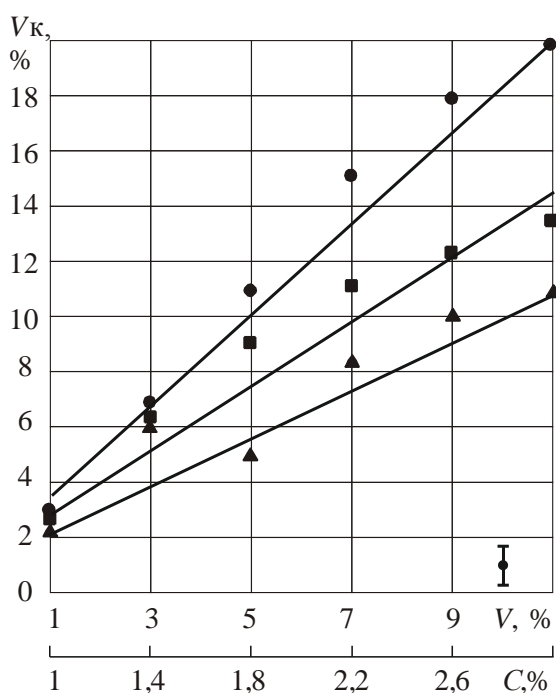


а – Х6ВФ; б – 300Х6ВФ11

Рисунок 4.21 – Фотография изношенной поверхности сплавов с различным содержанием ванадия

подтверждают результаты анализов МРСА. Так, в твердом растворе сплава 260Х6ВФ9 после закалки от температуры 1050 °С содержание хрома 3,9 %, ванадия 0,9 % (точка 4, рисунок 4.14), а после закалки от температуры 1250 °С содержание хрома 4,7 %, ванадия 2,8 % (точка 2, рисунок 4.15).

Как показали результаты металлографического анализа, более существенное влияние на износостойкость оказывает объемная доля карбидной фазы и наличие прочной оксидной пленки, возникающей при трении, а также легированность твердого раствора.



Температура закалки: ● – 900 °С; ■ – 1050 °С; ▲ – 1200 °С

Рисунок 4.22 – Зависимость объемной доли карбидной фазы от содержания ванадия

Повышение температуры закалки до 1200 °С приводит к частичному растворению карбидов ванадия и повышению легированности твердого раствора, что смещает область дисперсионного твердения сплава при отпуске в область более высоких температур, но при этом уменьшается объемная

доля карбидной фазы и износ идет более интенсивно, чем при закалке от 1050 °С.

В данной главе показано, что влияние ванадия и углерода на структурные составляющие сплавов на основе отходов стали Х6ВФ имеет общие закономерности с влиянием на сплавы на основе отходов стали У10. Это влияние выражается в частичном или полном разрыве сетки эвтектики, измельчении зерна и образовании характерных форм карбидов VC.

Проведенное всестороннее исследование сплавов с высоким содержанием ванадия на основе отходов стали Х6ВФ позволяет отметить, что данные сплавы с успехом могут применяться для изготовления режущих элементов при грануляции пластических масс типа полипропилен, полиэтилен. Введение в сплав от 3 % до 5 % ванадия существенно повысит работоспособность режущих ножей, при этом надо отметить, что легирование стали ванадием является относительно недорогим способом повышения стойкости сплавов. Если учесть, что легирование сплавов при литейной технологии осуществляется относительно легко, а сам процесс получения ножей с помощью литейной технологии экономически выгодный, то применение данных сплавов позволит увеличить производительность грануляторов за счет высокой стойкости инструмента и уменьшения процессов переналадки при его замене.

4.8 Выводы

1. Отливка сплавов на основе отходов стали Х6ВФ в оболочковые формы при охлаждении не обеспечивает критическую скорость охлаждения. Образуется троосто-мартенситная структура с распределением карбидов разного типа: MC , M_6C , карбиды в составе ледебуритной эвтектики.

2. Разрыв сплошной ледебуритной сетки связан с влиянием ванадия, который находится в составе всех фаз структурных составляющих.
3. В процессе закалки твердый раствор легируется ванадием за счет растворения карбидов – чем выше температура нагрева под закалку, тем выше содержание ванадия и углерода в твердом растворе.
4. При испытании сплавов на основе отходов стали Х6ВФ с повышенным содержанием ванадия и углерода на износостойкость было установлено, что повышение содержания ванадия ведет к росту износостойкости. При повышении содержания ванадия в сплавах, одновременно увеличивается количество карбидов МС и образуется стойкая на отрыв оксидная пленка, что уменьшает износ.

5 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА РЕЖУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ СТАЛИ Х6ВФ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ВАНАДИЯ И УГЛЕРОДА

5.1 Выбор метода получения литых заготовок ножей для различных грануляторов

Выбор конкретного состава сплава зависит от перерабатываемого материала и от условий работы пары нож-фильера (с зазором, без зазора, с прижимом). Для грануляции полиэтилена лучше использовать сплав 140Х6ВФ3, так как этот продукт чаще всего гранулируется с зазором, и в нем нет абразивных наполнителей. Для грануляции полипропилена лучше применять сплав 220Х6ВФ7, а для композиций: стекло- и асбестонаполненных полимеров – сплавы 260Х6ВФ9 и 300Х6ВФ11.

При выборе способа литья из износостойких сплавов целесообразно применять литейные формы для точного литья, так как при литье в песчано-глинистые формы, в связи с большими припусками, пригаром и низкой точностью получаемых отливок, требуется большой объем механической обработки трудно обрабатываемых сплавов. При литье в кокиль высоки затраты на изготовление кокиля, который имеет низкую стойкость. Это связано с высокой температурой заливки сплавов. Кроме того, металлическая форма конструктивно жесткая и при кристаллизации высока вероятность образования горячих трещин.

Поэтому самыми рациональными способами является литье в оболочковую форму и по выплавляемым моделям. Преимуществом этих способов литья является то, что отливки изделий имеют параметры, максимально приближенные к конечным размерам, и это значительно снижает объем механической обработки.

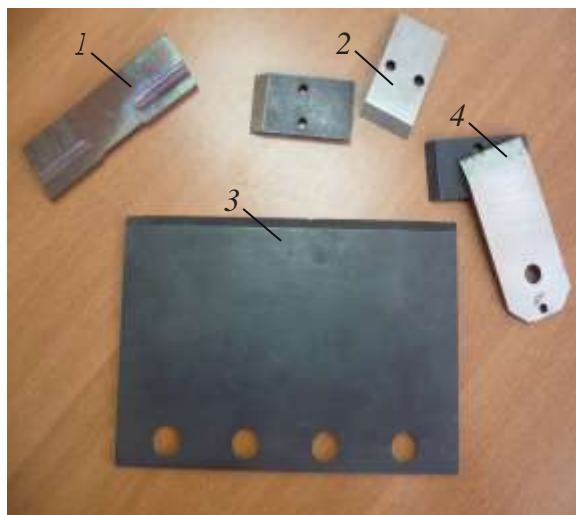
На основании вышеизложенного в работе были использованы два способа изготовления литейных форм: опытные образцы отливались в оболочковые формы и в формы по выплавляемым моделям.

В качестве основного способа изготовления форм для плоских ножей был выбран метод изготовления оболочковых форм. Причиной для применения такого способа является то, что он позволяет, изменяя толщину оболочковой корки и глубину погружения формы в песок на плацу, а также время извлечения отливок из форм, достигать требуемых превращений при кристаллизации, а, следовательно, структуры сплава.

Этот способ позволяет осуществлять комбинированное составление форм: использовать стержни, металлические вставки и другие приемы формовки. Так, при отливке крупных изделий, таких, как фильерные кольца, использовался комбинированный метод с использованием оболочковой формы и металлического холодильника (плита), что позволяло использовать оболочку в форме фильерного кольца, а металлическая плита, на которой размещалась оболочковая корка, обеспечивала высокую скорость кристаллизации и, тем самым, необходимую структуру.

Для изделий малых размеров и сложной формы применялся способ отливки по выплавляемым моделям. Качество и точность отливки получались высокими. Структура сплавов вполне удовлетворительная, но процесс изготовления отливок этим методом более трудоемок. При этом используются более дорогие формовочные компоненты, чем при изготовлении оболочковых форм.

Литье в оболочковые формы применялось для изготовления инструмента простой (плоской) формы (рисунок 5.1). Такой инструмент применяется на экструдерах с малой производительностью, при работе с зазором в паре нож-фильера.



1 – экструдер ZSK-70SK, стреноговая грануляция («Werner & Pfleiderer», Германия); 2 – экструдер ZSK-120, грануляция «водяное кольцо» («Werner & Pfleiderer»); 3 – экструдер ZSK-83, подводная грануляция («Werner & Pfleiderer»); 4 – экструдер E2-125, подводная грануляция («Trusioma», Германия)

Рисунок 5.1 – Ножи для грануляторов с низкой производительностью:

Изготовление оболочковых форм для ножей (рисунок 5.2) производилось на специальном бункере с подмодельной плитой размером 400×400 мм.



Рисунок 5.2 – Оболочковая форма ножей для гранулятора (Werner & Pfleiderer)

Однако следует отметить, что изготовление ножей сложной конфигурации в оболочковые формы затруднительно в связи с необходимостью получения отливок со стержнями и большими допусками на механическую обработку, что значительно удлиняет процесс получения готового изделия.



1 – фирмы «Berstorff», Англия; 2 – ZSK-280 («Werner & Pfleiderer»);
3 – E2-1500 («Trusioma»); 4–6 –ЧП320×10 («Большевик», Украина)

Рисунок 5.3 – Ножи для подводной грануляции с высокой производительностью:

Дальнейшее уменьшение припусков на механическую обработку, а во многих случаях и полное устранение механической обработки при получении изделий сложной объемной формы и сечения (рисунок 5.3) возможно при отливке в керамические формы по выплавляемым моделям. Отливка в формы по выплавляемым моделям позволяет также увеличить процент выхода годного литья.

Работы по изготовлению ножей для грануляции полимеров по выплавляемым моделям проводились на базе модельного участка ОАО «Томский инструмент». Для прессования моделей отливок (рисунок 5.4) была изготовлена пресс-форма.

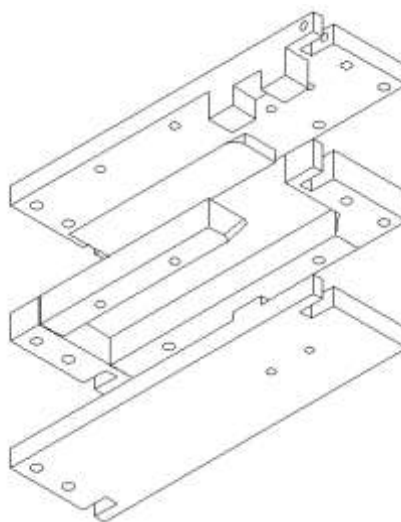


Рисунок 5.4 – Пресс-форма ножа для грануляции полипропилена

В собранную пресс-форму производилась запрессовка модельного состава пневматическим прессом. В качестве модельного состава использовалась парафиностеариновая смесь ПСС 50-50. После затвердевания моделей их собирали в блоки на литниковую систему (рисунок 5.5) с последующим нанесением формовочного состава, путем многократного погружения модельного блока в гидролизированный раствор этилсиликата с пылевидным кварцем – огнеупорное покрытие. А далее следовали процессы извлечения модельной массы, прокаливание формы и установка на литейный плац.



Рисунок 5.5 – Восковой блок

В случае необходимости применения в гранулирующих ножах резьбового крепления был применен следующий технологический прием: перед запрессовкой парафина в пресс-форму устанавливались шестигранные пробки из стали 45 (рисунок 5.6, *а*). Полученная отливка ножа из износостойкой стали с пробками из конструкционной стали позволила значительно снизить затраты на сверление крепежных отверстий и нарезание резьбы (рисунок 5.6, *б*).

Для точной установки пробок в пресс-форме на них с двух сторон протачивались фиксаторы, для базирования в пресс-форме. Шестигранная форма пробки была выбрана для того, чтобы в случае не сваривания ее с износостойким сплавом при заливке пробка не проворачивалась в корпусе ножа.

Полученные отливки подвергались отжигу (рисунок 5.6) и последующей механической обработке, как правило, черновой шлифовке. Далее проводилась окончательная термическая обработка: закалка и отпуск. Финишная механическая обработка заключалась в чистовой шлифовке базовых и контактных плоскостей инструмента.

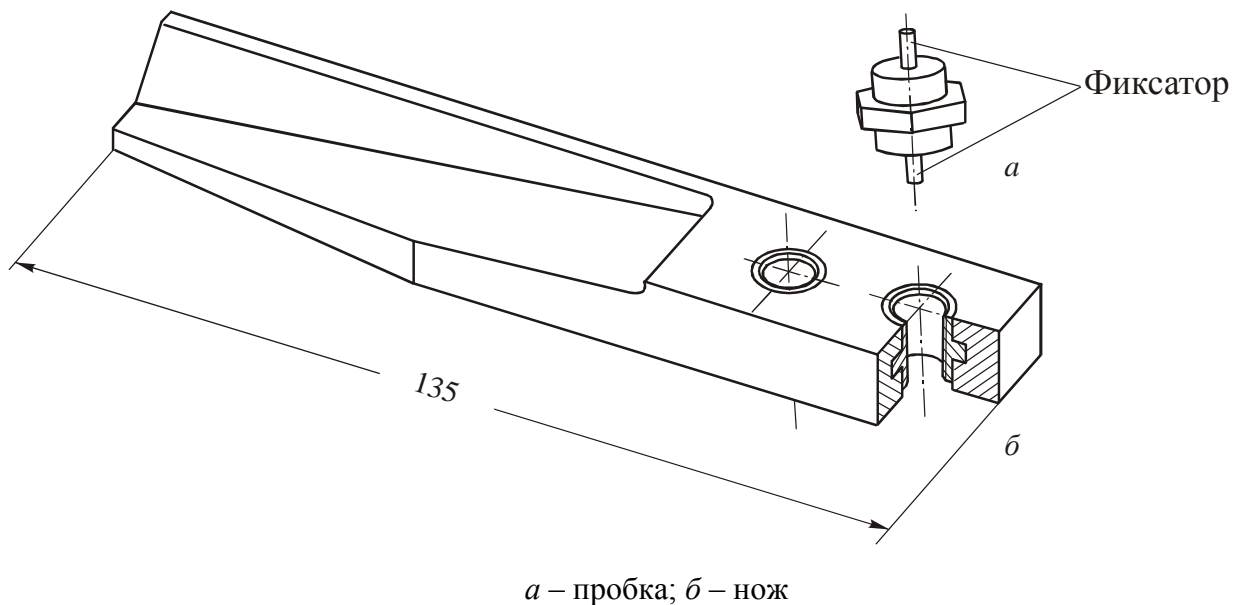


Рисунок 5.6 – Нож с пробкой

Гранулирующие ножи чаще всего работают в контакте с фильерной решеткой, что вызывает повышенный износ обеих трущихся поверхностей. Такой режим работы характерен для аппаратов по переработке композиций на основе полипропилена. Активная и изнашиваемая часть фильерных решеток, контактирующая с гранулирующими ножами, имеет форму кольца. Для замены изношенной активной части фильерного кольца предложен исследуемый сплав 300Х6ВФ11 и способ его крепления к корпусу фильеры (Приложение 1).

Окончательная термообработка (отпуск) проводится в обычной шахтной печи.

Присутствие в материале кольца карбидов ванадия, хрома и вольфрама обеспечивает высокую стойкость к истиранию при больших скоростях скольжения трущихся поверхностей характерных для высокопроизводительных процессов грануляции пластмасс.

5.2 Технологические особенности процесса изготовления режущих элементов для грануляции пластических масс

Образцы сплавов на основе отходов углеродистой стали У10 с добавлением от 2 до 10 % ванадия показали в процессе исследования удовлетворительные эксплуатационные свойства, но теплостойкость данных сплавов недостаточна. Поэтому для изготовления гранулирующего инструмента в основном применялись сплавы на основе отходов среднелегированных инструментальных сталей Х6ВФ.

При грануляции полиэтилена и на грануляторах малой производительности вполне могут быть использованы сплавы (с 2–5 % V), но наиболее высокие результаты стойкости ножей в работе грануляторов при грануляции полиэтилена показали ножи из сплава с 3 % V. Сплавы данного состава обладают высокой твердостью, теплостойкостью, чрезвычайно низкой склонностью к выкрашиванию режущей кромки лезвия и высокой износостойкостью при малой цене.

Для грануляции полипропилена на высокопроизводительных грануляторах в данной работе был сделан выбор в пользу высоколегированного сплава (с 8 % V) в противовес используемым в подобных случаях ножам из сплавов типа «Ferrotik», полученных методом порошковой металлургии.

Отливка гранулирующих ножей производилась в литейном отделении ОАО «Томский инструмент».

Выплавка стали производилась в тигле с кислой футеровкой при атмосферном давлении 758 мм рт. ст. Для предохранения расплавленного металла от окисления его поверхность покрывалась слоем шлака из силикатного стекла. Температура жидкого металла определялась с помощью быстродействующего инфракрасного оптического пирометра Term point 902MSC фирмы «Agema» с лазерным наведением с диапазоном измерения 200...1800 °C, погрешность измерения составляла ± 1 °C, скорость одного измерения температуры 0,7 секунды. Температура жидкого расплава составляла во время заливки форм 1480–1500 °C. Перед разливкой сталь раскислялась: ферросилицием – FeSi, ферромарганцем – FeMn, силикокальцием – SiCa и в ковше алюминием (АВ 97) (из расчета 1 грамм на килограмм расплава) и заливалась в песчаную (оболочковую) форму. Формы устанавливались на песчаную подушку на заливочном плацу.

В качестве шихтовых материалов использовались отходы инструментального производства ОАО «Томский инструмент»: отходы легированных сталей Х6ВФ, Р6М5, ХВСГ, 9ХС и углеродистых 45, У8, У12. В качестве легирующих добавок и для подшихтовки на угар использовались ферросплавы стандартных марок.

В качестве примера для варианта 140Х6ВФ3, используемого при отливке ножей для грануляторов по переработке полиэтилена, ниже приводится состав шихты (расчет на 100 кг):

1. Отходы Х6ВФ – 96 кг
2. Феррохром (65 %) – 6 кг

3. Феррованадий (45 %) – 10,5 кг
4. Электродный бой – 1,2 кг

Отлитые изделия подвергались отжигу, применяемому для отливок из стали Х6ВФ. График данного отжига представлен на рисунке 2.2 и заключался в нагреве до 880 °С с выдержкой 8 ч., последующем охлаждении печи до 730 °С и выдержке 6 ч. при данной температуре. Далее шло медленное охлаждение вместе с печью.

После механической обработки изделия из сплавов подвергались окончательной термической обработке – закалке и отпуску. Режимы термической обработки представлены в таблице 4.3. Как следует из данных этой таблицы, образцы сплавов, как на основе углеродистой стали, так и на основе Х6ВФ подвергались закалке на первичную или вторичную твердости.

Для сплавов с максимальными служебными свойствами были определены оптимальные температуры закалки и отпуска. Закалка производилась при температуре 1050 °С с охлаждением в масло. Твердость после закалки была *HRC* 59–61. После закалки производился отпуск при температуре 550 °С в течение часа. Твердость после отпуска *HRC* 61–63.

5.3 Промышленные испытания ножей при гранулировании пластических масс на грануляторах различных модификаций

Основные требования, предъявляемые к конструкции и материалу ножей:

1. Достаточная конструктивная прочность ножей, так как в процессе эксплуатации ножи подвергаются высоким изгибающим нагрузкам и вибрации.
2. Материал ножей должен обладать высокой износостойкостью, так как ножи подвергаются значительному износу.
3. Материал ножей должен обладать теплостойкостью, так как большие нагрузки на ножи и высокая скорость вращения ножей

вызывают в местах контакта режущей кромки ножа с фильерой разогрев кромок.

4. Материал ножей должен обладать достаточной коррозионной стойкостью потому, что работа ножей и фильеры чаще всего осуществляется в слабоагрессивной среде.

Материалы, разработанные в данной работе и применяемые для режущих элементов, соответствуют перечисленным требованиям. При этом следует отметить, что сплавы, используемые для ножей грануляторов различных модификаций, недороги и при предложенной технологии изготовления мало трудоёмки.

Практические испытания инструмента на первом этапе проводились на ООО «Томскнефтехим». На данном предприятии гранулируется полипропилен и полиэтилен высокого давления (ПВД). Кроме того, на этом предприятии получают композиции с дополнительными абразивными частицами: тальком, асбестом и стеклом.

При подводной грануляции полипропилена между фильерой и ножом отсутствует зазор (см. рисунок 1.1). При этом происходит износ не только при контакте нож–продукт, но и при контакте нож–фильера. Для грануляции полипропилена использовался инструмент из сплава 220Х6ВФ7. Ножи из данного материала показали стойкость 900–1100 часов, при средней стойкости импортных ножей 750–850 часов.

При грануляции наполненного полипропилена процесс идет с постоянным прижимом (за счет гидроцилиндра); для этого процесса применялся сплав 300Х6ВФ11, и он тоже показал повышение стойкости на 30 % по сравнению с импортными материалами. При грануляции полиэтилена между ножами и фильерой должен быть зазор, соответственно износ идет только между ножом и продуктом. На машинах грануляции ПВД ПАО «Казаньоргсинтез», испытывались ножи из сплава 140Х6ВФ3. Данный сплав показал высокую стойкость в этих условиях.

Испытания на «Гурьевском химическом заводе» проводились также на двух продуктах, принцип грануляции полипропилена на «ГХЗ» – водяное кольцо (см. рисунок 1.1) На этом предприятии традиционно работали на отечественных ножах из стали 40Х13. Стойкость ножей из 140Х6ВФ3 превысила заводские в 10 раз [91].

На ОАО «Ангарский завод полимеров» инструмент из разработанных сплавов применяется уже в течение 6 лет.

В последние два года были проведены промышленные испытания на производственном объединении ЗАО «НПК» Полимер – Компаунд», город Томск. Срок службы ножей превосходит в два и более раза импортные аналоги (Приложение Б). Стойкостные испытания закончились успешно, принято решение о серийной поставке инструмента.

Таким образом, проведенные промышленные испытания ножей показали следующее.

1. Ножи, изготовленные из разработанных сплавов, показали стойкость, не уступающую стойкости ножей передовых зарубежных фирм.
2. Имея весьма высокую износостойкость, ножи не вызывали видимого износа фильер.
3. Время приработки ножей к фильере не превышало 0,5–3 часов.
4. Гранулометрический состав полиэтилена и полипропилена соответствовал принятому стандарту.
5. Стойкость ножей соответствовала стойкости ножей из карбидостали. При этом они показали по сравнению с ножом из карбидостали типа «*Ferrotik*» меньший период приработки.

5.4 Экономические расчеты от применения инструмента, изготовленного по литейной технологии

Производственные испытания в условиях ООО «Томскнефтехим» показали существенное увеличение стойкости новых ножей. Испытания

проводили на грануляторах, выпускающих полипропилен. Стойкость ножей в грануляторах оказалась в 1,4 раза выше, чем у прежних ножей, изготовленных из карбидостали типа «*Ferrotik*».

Для определения суммарной годовой экономии (руб./год) на одном грануляторе предложена следующая формула [91]:

$$\Theta = \{ \Pi_1 T_2 / T_1 - \Pi_2 \} (K + 1) + (T_2 / T_1 - 1) [T_{\text{зам}} \Pi_{\text{п}} \Pi_{\text{р}} + M (C - \Pi_{\text{р}}) + C_{\text{зам}}] \Phi_{\text{э}} / T_2, \quad (1)$$

где Π_1 и Π_2 – цена базового и нового комплекта ножей соответственно, руб.; T_1 и T_2 – средняя стойкость (продолжительность работы до переточки) базового комплекта ножей и нового комплекта, ч.; K – число переточек комплекта ножей за срок службы; $T_{\text{зам}}$ – время на замену одного комплекта ножей, ч.; $\Pi_{\text{п}}$ – часовая производительность гранулятора, т; $\Pi_{\text{р}}$ – прибыль предприятия в расчете на тонну гранулированного пропилен, руб.; M – масса полипропилена пониженного качества при одной замене комплекта ножей, т; C – себестоимость полипропилена, руб./т; $\Pi_{\text{р}}$ – цена реализации полипропилена пониженного качества, руб./т; $C_{\text{зам}}$ – ориентировочные затраты на одну замену комплекта ножей без учета их стоимости, руб.; $\Phi_{\text{э}}$ – эффективный фонд времени работы гранулятора в году, ч.

Суммарная годовая экономия может быть разложена на следующие составляющие.

1. Экономия на инструменте (ножах):

$$\Theta_1 = (\Pi_1 T_2 / T_1 - \Pi_2) (K + 1) (\Phi_{\text{э}} / T_2). \quad (2)$$

2. Прибыль за счет роста объема производства:

$$\Theta_2 = (T_2 / T_1 - 1) \Pi_{\text{п}} \Pi_{\text{р}} T_{\text{зам}} (\Phi_{\text{э}} / T_2). \quad (3)$$

3. Экономия от уменьшения количества полипропилена пониженного качества:

$$\Theta_3 = (T_2 / T_1 - 1) M (C - \Pi_{\text{р}}) (\Phi_{\text{э}} / T_2). \quad (4)$$

4. Экономия на затратах, связанных с заменой и переточкой ножей:

$$\Theta_4 = (T_2 / T_1 - 1) C_{\text{зам}} (\Phi_{\text{э}} / T_2). \quad (5)$$

Используя формулы (1)–(5) и исходные данные (таблица 5.1), провели расчет суммарной годовой экономии на один экструдер, которая оказалась равной 776 947 руб.

- в том числе экономия на инструменте (ножах) составила соответственно 730 473 руб/год;
- прибыль от роста объема производства – 39 724 руб./год;
- экономия за счет снижения количества полипропилена пониженного качества – 5 523 руб./год;
- экономия на затратах, связанных с переточкой ножей, – 1 227 руб./год.

Таблица 5.1 – Исходные данные для расчетов на 2017 год

| Показатели | Варианты ножей | |
|--|------------------------------|--|
| | Базовый прокат «Ferrotik» | Новый – литой из специального сплава |
| Оптовая цена комплекта ножей, руб. | 48 000 | 10 200 |
| Число ножей в комплекте, штуки | 12 | 12 |
| Стойкость комплекта ножей до переточки, ч. | 800 | 1100 |
| Число переточек ножей за срок службы | 1 | 1 |
| Время замены комплекта ножей, ч. | 0,333 | 0,333 |
| Эффективный фонд времени работы гранулятора в году, ч. | 7200 | 7200 |
| Часовая производительность гранулятора, т | 3 | 3 |
| Прибыль предприятия от пропилен, руб./т | 16 200 | 16 200 |
| Количество пропилен пониженного качества при одной замене комплекта ножей, т | 0,1 | 0,1 |
| Себестоимость полипропилена, руб./т | 60 000 | 60 000 |
| Цена реализации полипропилена пониженного качества, руб./т | 37 500 | 37 500 |
| Ориентировочные затраты на одну замену и переточку комплекта ножей (без учета стоимости ножей), руб. | 500 | 500 |

Как мы видим, наибольшая экономия от увеличения стойкости новых ножей обеспечивается за счет прибыли от экономии на инструменте. Второе

место занимает экономия за счет прибыли от увеличения объема производства, третье – экономия на потерях от снижения качества полипропилена и, наконец, четвертая, наименьшая, образуется за счет затрат связанных с заменой и переточкой ножей. Оценивая в целом переход на ножи из специального сплава, следует отметить, что их изготовление дешевле базовых более чем в 4 раза. При условии, что на ООО «Томскнефтехим» работает 7 экструдеров, годовая экономия должна составить 5 438 629 рублей.

При замене отечественных ножей, изготовленных из инструментальной стали 40X13, на литые износостойкие основной экономический эффект будет приходиться на прибыль от роста объема производства, связанного с уменьшением времени простоя при переустановке инструмента [34].

5.5 Выводы

1. Для изготовления гранулирующих ножей простой формы целесообразно применять литьё в оболочковые формы, а для ножей сложной конфигурации – литье по выплавляемым моделям.
2. При переработке полиэтилена необходимо использовать сплавы с содержанием 3–5 % V, а для наполненных композиций – сплавы с содержанием 7–11 % V.
3. Все литые ножи, изготовленные из сплавов, при грануляции полиэтилена и полипропилена в производственных условиях показали: высокую износостойкость, малое время приработки (от 0,5 до 2 часов), что превосходит результаты приработки ножей из карбидостали типа «*Ferrotik*», не вызывая износа фильеры.
4. Технология изготовления гранулирующих ножей, предложенная в данной работе, позволяет значительно понизить стоимость готового инструмента за счет:
 - а) использования в качестве сырья отходов инструментального производства;

- б) использования литейной технологии;
- в) уменьшения объема механической обработки;
- г) возможности организации производства на любом литейном участке.

5. Результаты научных исследований использованы при чтении лекций по дисциплине «Материаловедение и технология конструкционных материалов» (Приложение В).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведено исследование литых сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ, легированных ванадием до 10% и углеродом до 3%, отмечено:
 - в сплавах на основе отходов стали У10 при введении ванадия более 2% и углерода более 1,2% наблюдается разрушение цементитной сетки, образуются карбиды ванадия типа МС «лучистой» формы, а пластинчатый перлит заменяется зернистым;
 - установлено, что все структурные составляющие сплавов содержат ванадий. В процессе закалки легированность твердого раствора ванадием и углеродом повышается, за счет растворения карбидов при увеличении температуры нагрева под закалку;
 - в сплавах на основе отходов стали Х6ВФ в литом состоянии образуется троосто - мартенситная структура, содержащая карбиды разных типов: МС, М₆С, а также карбиды в составе ледебуритной эвтектики. После отжига в сплавах на основе отходов стали Х6ВФ в твердом растворе содержится не достаточно углерода, в связи с большим количеством легированных карбидов, что не дает требуемой твердости при закалке от 800 °С.
2. Установлены закономерности влияния углерода и ванадия и режимов термической обработки на свойства сплавов на основе отходов сталей У10 и Х6ВФ.
 - установлено, что формирование мартенситной структуры при кристаллизации сплавов на основе отходов стали Х6ВФ приводит к увеличению твердости в 1,5 раза по сравнению с легированными ванадиевыми сплавами на основе отходов стали У10;
 - определено, что повышение содержания ванадия до 4–5% и углерода до 1,8% повышает ударную вязкость литых сплавов, при этом температура нагрева под закалку влияет не значительно;

- установлено, что повышение содержания ванадия до 10% и углерода до 3% уменьшает средний коэффициент трения от 0,35 до 0,18 и увеличивает износостойкость. Это связано с увеличением объемной доли карбидной фазы, на поверхности изнашивания, которая имеет выступающий рельеф и повышает адгезию оксидной пленки.
3. Разработаны составы литых сплавов и режимы термической обработки для производства ножей используемых при грануляции полимеров. Обоснован выбор инструментального сплава 180Х6ВФ5 и технологии литья в оболочковые формы для изготовления гранулирующих ножей экструдеров с малой производительностью, до 1,5 т/час и сплава 260Х6ВФ9 и технологии литья по выплавляемым моделям для гранулирующих ножей высокой производительности, более 3 т/час. Показано, что закалка с температуры 900 °С и отпуск при температуре 200...300 °С может применяется для ножей работающих без нагрева, а закалка от 1050 °С и отпуск при 600 °С – для ножей работающих с нагревом.
 4. Проведены испытания в производственных условиях, которые показали, что все литые ножи, изготовленные из сплавов на основе отходов стали Х6ВФ, при грануляции полиэтилена и полипропилена показали высокую износостойкость и малое время приработки (от 0,5 до 2 часов), не вызывая износа фильеры.

Для переработки полиэтилена целесообразнее применять сплавы на основе отходов стали Х6ВФ с содержанием 3–5 % V, а для полипропилена и наполненных композиций сплавы с содержанием 7–11 % V.
 5. Экономический эффект при применении гранулирующих ножей, изготовленных по литейной технологии, достигается за счет низкой себестоимости изготовления, снижения расходов на закупку импортного инструмента, а также затрат, связанных с переточкой ножей, роста

объёмов производства и повышения качества гранулируемого полипропилена.

Прогнозируемая годовая экономия на предприятии ООО «Томскнефтехим» составит 5 438 629 рублей.

Перспективы дальнейшей разработки темы.

Проведение комплекса теоретических и экспериментальных исследований по определению возможности использования результатов диссертационных исследований, при создании литого режущего инструмента со сложной гетерофазной структурой, высокая износостойкость которой обеспечивается крупными карбидными включениями. Перспективные направления применения таких материалов в современном производстве - обработка неметаллических материалов (каменного угля, графита, древесно-стружечных плит, сложнонаполненных пластмасс).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Агеев, А. А. Поверхностные явления и дисперсные системы в производстве текстильных материалов и химических волокон [Текст] / А. А. Агеев, В. А. Волков. – М. : МГТУ им. А. Н. Косыгина, 2004. – 464 с.
2. Андреев, М. В. Особенности высокоскоростной обработки полимерных композиционных материалов [Текст] / М. В. Андреев, А. А. Шитюк // Ползуновский альманах. – 2016. – № 4. – С. 89–93.
3. Артингер, И. Инструментальные стали и их термическая обработка / И. Артингер. – М. : Металлургия, 1982. – 312 с.
4. Афанасьев, В. К. О возможности применения доменного чугуна для изготовления деревообрабатывающего инструмента (Сообщение 3) [Текст] / В. К. Афанасьев, А. Кольба, М. В. Чибряков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2002. – № 3. – С. 7.
5. Афанасьев, В. К. Разработка литого режущего инструмента из чугуна без специального легирования [Текст] / В. К. Афанасьев, А. В. Кольба, В. Н. Толстогузов // Литейное производство. – 2011. – № 11. – С. 6–11.
6. Афанасьев, В. К. Разработка нелегированного инструментального чугуна [Текст] / В. К. Афанасьев, А. В. Кольба // Технология металлов. – 2012. – № 4. – С. 3–12.
7. Афанасьев, В. К. Разработка чугунного деревообрабатывающего инструмента [Текст] / В. К. Афанасьев, А. В. Кольба, А. А. Золотовский // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. – 2006. – № 8. – С. 135.
8. Багинский, А. Г. Восстановление фильер для грануляторов фирм «Бершторфф» и «Вернер Пфляйдер» [Текст] / А. Г. Багинский, Ю. П. Егоров, О. М. Утьев // Механика и машиностроение. – Томск : ТПУ, 2000. – С. 47.
9. Багинский, А. Г. Исследование карбидной фазы в литом высокоизносостойком сплаве на основе быстрорежущей стали [Текст] / А. Г. Багинский, А. Н. Гагарин, О. М. Утьев // Современные техника и технологии

: сб. ст. четвертой областной науч.-практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. – Томск : ТПУ, 1998. – С. 160–161.

10. Белозеров, Б. П. Свойства, технология переработки и применение пластических масс и композиционных материалов [Текст] / Б. П. Белозеров, В. В. Гузеев, К. Е. Перепелкин. – Томск : НТЛ, 2004. – 224 с.

11. Бельский, С. Е. Структурные факторы эксплуатационной стойкости режущего инструмента [Текст] / С. Е. Бельский, Р. Л. Тофпенец. – Минск : Наука и техника, 1984. – 128 с.

12. Васильев, М. В. Литые высокованадиевые быстрорежущие стали [Текст] / М. В. Васильев, Т. А. Лебедев, И. А. Ревис // Труды Ленинградского политехнического института им М.И. Калинина. – 1953. – № 4. – С. 50–58.

13. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали [Текст] / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1975. – 584 с.

14. Геллер, Ю. А. Структура и свойства быстрорежущих сталей в зависимости от скорости охлаждения в температурном интервале первичной кристаллизации [Текст] / Ю. А. Геллер, Л. С. Кремнев, Н. С. Солманов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1979. – № 6. – С. 44–46.

15. Геллер, Ю. А. Структура, свойства и термическая обработка новых быстрорежущих сталей [Текст] / Ю. А. Геллер // Металловедение и обработка металлов. – 1958. – № 11. – С. 53–58.

16. Гнюсов, С. Ф. Электронно-лучевая наплавка карбидосталей. Ч. 1. Особенности технологии наплавки и подготовки композиционных наплавочных смесей [Текст] / С. Ф. Гнюсов, Д. В. Гураков, К. С. Гнюсов // Сварочное производство. – 2007. – № 11. – С. 8–12.

17. Гоголь А. Б, Шарабанн,Б., Клец Ю.Н. , Чикаленко Г.А., Бендас В.Г, Заблоцкий В.К Быстрорежущая, сталь -Авторское свидетельство СССР № 647357 [Текст] // Бюллетень изобретений. – 1979.

18. Гудремон, Э. Специальные стали [Текст] / Э. Гудремон. – М. : Металлургия, 1966. – Т. 1. – 1274 с.

19. Гудремон, Э. Специальные стали [Текст] / Э. Гудремон. – М. :
Металлургия, 1966. – Т. 2. – 1274 с.
20. Гуляев, А. П. Малолегированные быстрорежущие стали [Текст] / А. П.
Гуляев, К. Осипов // Вестник металлопромышленности. – 1939. – № 10. – С.
47–54.
21. Добровидов, А. Н. Углерод, ванадий, вольфрам и хром в быстрорежущей
стали [Текст] / А. Н. Добровидов, Н. А. Ерофеев // Известия Томского Ордена
Октябрьской революции и Ордена трудового Красного Знамени
политехнического института им. С. М. Кирова. – 1976. – Т. 209. – С. 65–85.
22. Дядичев, В. В. Экструзионное оборудование с многосекционным шнеком
и технология переработки вторичных комбинированных полимерных
материалов [Текст] / В. В. Дядичев, А. В. Колесников, К. В. Любич //
Восточноукраинский национальный университет им. Владимира Даля. –
2006. – 144 с.
23. Егоров, Ю. П. Компьютерный анализ структуры материалов [Текст] / Ю.
П. Егоров, О. М. Утьев, Н. В. Мартюшев // Обработка металлов. – 2003. – №
3. – С. 32–34.
24. Егоров, Ю. П. Термическая обработка литых сплавов с ванадием для
гранулирующего инструмента [Текст] / Ю. П. Егоров, О. М. Утьев //
Обработка металлов. – 2003. – № 1. – С. 34–36.
25. Емелюшин, А. Н. Влияние титана и бора на износостойкость инструмента
из хромистых чугунов для обработки неметаллических материалов [Текст] //
Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2000. – № 2. – С. 28.
26. Емелюшин, А. Н. Влияние химического состава и термической обработки
на твердость и абразивную износостойкость ванадиевых чугунов [Текст] / А.
Н. Емелюшин, Е. В. Петроченко, Н. В. Копцева // Шлифабразив : междунар.
науч.-техн. конф. – 2000. – С. 112.
27. Еренков, О. Ю. Комбинированный способ токарной обработки заготовок
из полимерных материалов [Текст] / О. Ю. Еренков, А. Г. Ивахненко //
Справочник. Инженерный журнал. – 2006. – № 5. – С. 23.

28. Исследование взаимодействия фаз при наплавке деталей композиционными сплавами [Текст] / А. П. Чистяков, Ю. Д. Мышко, В. Г. Нечипоренко, Н. В. Матковский // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1984. – № 8. – С. 22–24.
29. Кабалдин, Ю. Г. Исследование изнашивания режущей части инструмента из быстрорежущей стали [Текст] / Ю. Г. Кабалдин, Н. Е. Кожевников, К. В. Кравчук // Трение и износ. – 1990. – Т. 11, № 1. – С. 130–135.
30. Калашников, Н. Ф. Влияние исходной литой структуры на работоспособность литого режущего инструмента [Текст] / Н. Ф. Калашников, А. А. Говоров // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 1968. – № 12. – С. 120–122.
31. Каштанек, О. Влияние титана и ванадия на структуру и свойства литой быстрорежущей стали с 9 % W [Текст] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1971. – № 3. – С. 22–23.
32. Кашуба, Д. А. Компьютерный анализ размерных характеристик карбидной фазы от величины поперечного сечения отливки [Текст] / Д. А. Кашуба, О. М. Утьев // Современная техника и технологии : тр. X юбилейной междунар. науч.-практич. конф. студ., аспирантов и молодых ученых. – Томск : ТПУ, 2004. – Т. 2. – С. 50–51.
33. Квартер, И. С. Литые быстрорежущие стали [Текст] / И. С. Квартеру. – Москва-Свердловск : Машгиз, 1952. – 64 с.
34. Ким, В. С. Оборудование подготовительного производства заводов пластмасс [Текст] / В. С. Ким, В. В. Скачков. – М. : Машиностроение, 1977. – 183 с.
35. Кобаяши, А. Обработка пластмасс резанием [Текст] / А. Кобаяши. – М. : Машиностроение, 1974. – 192 с.
36. Кожевников, Д. В. Режущий инструмент [Текст] / Д. В. Кожевников, В. А. Гречишников, С. В. Кирсанов. – М. : Машиностроение, 2007. – 528 с.

37. Кремнев, Л. С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов [Текст] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 11. – С. 18–27.
38. Кульков, С. Н. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама [Текст] / С. Н. Кульков, С. Ф. Гнюсов. – Томск : НТЛ, 2006. – 240 с.
39. Лившиц, Л. С. Основы легирования наплавленного металла [Текст] / Л. С. Лившиц, Н. А. Гринберг, Э. Г. Куркумелли. – М. : Машиностроение, 1969. – 188 с.
40. Лоладзе, Т. Н. Прочность и износоустойчивость режущего инструмента [Текст] / Т. Н. Лоладзе. – М. : Машиностроение, 1982. – 320 с.
41. Ляхович, Л. С. Специальные стали [Текст] / Л. С. Ляхович. – Мн. : Вышэйшая шк., 1985. – 208 с.
42. Марукович, Е. И. Износостойкие сплавы [Текст] / Е. И. Марукович, М. И. Карпенко. – М. : Машиностроение, 2005. – 428 с.
43. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник [Текст] / под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадт. – М. : [б. и.], 1961. – Т. 1. – 748 с.
44. Металлографические проблемы производства продукции из непрерывно литых быстрорежущих сталей [Текст] / А. В. Супов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1998. – № 9. – С. 6–13.
45. Мирзаева, Н. М. Влияние ориентировки и дисперсности карбидов на износостойкость литого инструмента из хромистых чугунов [Текст] / Н. М. Мирзаева, А. Н. Емелюшин Д. А. Мирзаев // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1983. – № 4. – С. 72–75.
46. Мышко, Ю. Д. Наплавка фильер композиционными сплавами [Текст] / Ю. Д. Мышко, В. Г. Нечипоренко, А. Н. Гладченко // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1983. – № 6. – С. 28–30.
47. Народницкий, Д. Б. Исследование высокохромистых износостойких сплавов и изыскание путей улучшения их технологических свойств : дис. ... канд. техн. наук [Текст] / Д. Б. Народницкий. – Томск : ТПИ, 1974. – 189 с.

48. Некрасов, С. С. Сравнительная оценка различных методов отливки режущего инструмента [Текст] / С.С. Некрасов // Литой и наплавленный инструмент. – М. : Машгиз, 1951. – С. 46–74.
49. Общемашиностроительные нормативы режимов резания, норм износа и расходов резцов, сверл и фрез при обработке неметаллических конструкционных материалов [Текст]. – М. : НИИМАШ, 1982. – 144 с.
50. Основы технологии переработки пластмасс [Текст] / С. В. Власов [и др.]. – 2-е изд., испр. и доп. – М. : Химия. – 2004. – 600 с.
51. Пат. № 06696740 US. Die for hot die face cutting thermoplastic polymers [Текст] / F. Bertolotti; заявл. № 07.07.1987.
52. Пат. № 2005603 РФ. Гранулятор для расплавов полимеров [Текст] / С. М. Гнездилов. – № 5048453/05; заявл. 19.06.1992; опубл. 15.01.1994.
53. Пат. № 2011496 РФ. Способ изготовления режущего инструмента для грануляции пластмасс [Текст] / Ю. В. Орлов, О. Ю. Розанов, В. Г. Кожевников. – № 5009935/27; заявл. 29.08.1991; опубл. 30.04.1994.
54. Пат. № 2024399 РФ. Режущий инструмент для грануляции пластмасс [Текст] / О. Ю. Розанов. – № 5039026/05; заявл. 20.04.1992; опубл. 15.12.1994.
55. Пат. № 2056289 РФ. Режущий инструмент для грануляции пластмасс. [Текст] / Ю. В. Орлов, О. Ю. Розанов, А. А. Абросимов. – № 5039026/05; заявл. 20.04.1992; опубл. 15.12.1994.
56. Пат. № 2083363 РФ. Инструмент для грануляции пластических масс [Текст] / Ю. Н. Кудимов, К. И. Гаврилов, Н. И. Гаврилов. – № 93 93044112; заявл. 07.09.1993.
57. Пат. № 2089390 РФ. Фильера гранулятора пластмасс [Текст] / Ю. В. Орлов, О. Ю. Розанов, Р. И. Акчурин. – № 92 5058860; заявл. 14.08.1992.
58. Пат. № 2146195 РФ. Фильера гранулятора полимерных материалов [Текст] / С. Ф. Гньюсов, А. Г. Мельников. – № 97118183/12; заявл. 03.11.1997; опубл. 10.03.1997.

59. Пат. № 2217279 РФ. Способ электронно-лучевой наплавки [Текст] / С. И. Белюк, В. Е. Панин, В. Г. Дураков, В. П. Безбородов. – № 2001113837/02; заявл. 21.05.2001; опубл. 27.11.2003.
60. Пат. № 2297307 РФ. Способ пайки литого инструментального сплава с конструкционной сталью [Текст] / А. Г. Багинский, Ю. П. Егоров, А. Г. Мельников, О. М. Утьев. – № 2006101011/02; заявл. 10.01.2006; опубл. 20.04.2006.
61. Першин, П. С. Литой инструмент [Текст] / П. С. Першин. – М. : Машгиз, 1962. – 192 с.
62. Ревис, И. А. Литой наборный инструмент [Текст] / И. А. Ревис, М. Б. Свердиол, И. Л. Краймазин // Станки и инструмент. – 1945. – № 3. – С. 15–18.
63. Ревис, И. А. Структура и свойства литого режущего инструмента [Текст] / И. А. Ревис, Т. А. Лебедеву. – Л. : Машиностроение, 1972. – 128 с.
64. Решетень, П. Е. Влияние углерода на свойства быстрорежущих сталей [Текст] / П. Е. Решетель // металлообработка. – 2001. – № 1. – С. 52–53.
65. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения [Текст] / Г. В. Самсонов, И. М. Веницкий. – М. : Металлургия, 1976. – 558 с.
66. Сикора, Е. А. Компьютерный анализ количественных характеристик карбидной фазы литых сплавов с повышенным содержанием углерода и ванадия [Текст] / Е. А. Сикора, О. М. Утьев // Современная техника и технологии : тр. X юбилейной междунар. науч.-практ. конф. студ., аспирантов и молодых ученых. – Томск : ТПУ, 2004. – Т. 1. – С. 178–180.
67. Слободинский, И. Н. Износостойкие белые ванадиевые чугуны [Текст] / И. Н. Слободинский, А. Ф. Софрошенков // Литейное производство. – 1975. – № 9. – С. 10–11.
68. Совершенствование методов изготовления чугуна мелющего и режущего инструмента [Текст] / В. К. Афанасьев [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2010. – № 12. – С. 19–23.

69. Стойкость легированных сплавов при изнашивании абразивными частицами [Текст] / Л. Г. Смолякова [и др.] // Литые износостойкие материалы. – Киев : ИПЛ АН УССР, 1972. – С. 11–19.
70. Структура и свойства высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов на железной основе для наплавки [Текст] / Е. Ф. Переплетчиков, И. А. Рябцев, В. Г. Васильев, Х. Хайнце // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 5. – С. 36–40.
71. Таратынов, О. В. Влияние режима резания на контактную температуру и стойкость инструмента [Текст] / О. В. Таратынов // Станки и инструмент. – 2004. – № 11. – С. 30–32.
72. Технология полимерных материалов: учеб. пособие [Текст] / А. Ф. Николаев [и др.]. – СПб. : Профессия, 2008. – 544 с.
73. Тихонов, И. Т. Литые молибденовые быстрорежущие стали [Текст] // Известия Томского политехнического института. – 1951. – Т. 68, Вып. 1. – С. 17–27.
74. Утьев, О. М. Анализ и разработка материалов для гранулирующего инструмента по переработке пластмасс [Текст] / О. М. Утьев // Механика и машиностроение : сб. тр. – Томск : ТПУ, 2000. – С. 347.
75. Утьев, О. М. Изготовление гранулирующих ножей из отходов инструментального производства для переработки полимеров [Текст] / О. М. Утьев, Ю. П. Егоров, А. Г. Багинский // Труды 3 Всероссийской научно-практической конференции. – Бийск : [б. и.], 2003. – С. 66–69.
76. Утьев, О. М. Использование отходов инструментального производства для изготовления гранулирующих ножей по переработке полимеров [Текст] / О. М. Утьев, Ю. П. Егоров, А. Г. Багинский // Обработка металлов. – 2003. – № 4. – С. 30–32.
77. Фишманке, К. Е. Производство волокна капрон [Текст] / К. Е. Фишманке, Н. А. Хрузин. – М. : Химия, 1976. – 247 с.
78. Цыпин, И. И. Влияние колебаний низкой и ультразвуковой частоты на структуру и свойства литых износостойких сплавов [Текст] / И. И. Цыпин //

Износостойкие материалы для деталей горных машин. – М. : Недра, 1966. – С. 78–101.

79. Чаус, А. С. Влияние ванадия, титана и ниобия на формирование структуры литой вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали [Текст] / А. С. Чаус, И. В. Латышев // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 88, № 5. – С. 50–57.

80. Чаус, А. С. Влияние модифицирования и легирования на износостойкость литых быстрорежущих сталей [Текст] // Трение и износ. – 1999. – Т. 20, № 3. – С. 325–332.

81. Чаус, А. С. Влияние модифицирования на структуру и свойства литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей [Текст] / А. С. Чаус, Ф. И. Рудницкий // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 2. – С. 27–32.

82. Чаус, А. С. Влияние модифицирующих добавок вольфрама на формирование первичной структуры быстрорежущей стали типа Р6М5 [Текст] / А. С. Чаус, Я. Порубски // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113, № 11. – С. 1129–1140.

83. Чаус, А. С. О перспективе использования низколегированной безвольфрамовой быстрорежущей стали 11М5Ф для литого инструмента [Текст] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1998. – № 8. – С. 15–20.

84. Чаус, А. С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катанной быстрорежущих сталей при точении [Текст] // Трение и износ. – 1999. – Т. 20, № 4. – С. 388–392.

85. Чаус, А. С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катанной быстрорежущих сталей при фрезеровании [Текст] // Трение и износ. – 2000. – Т. 21, № 4. – С. 444–450.

86. Чаус, А. С. Структура и свойства литой быстроохлажденной быстрорежущей стали Р6М5 [Текст] / А. С. Чаус, Ф. И. Рудницкий // Трение и износ. – 2003. – № 5. – С. 3–7.

87. Чаус, А. С. Структурная наследственность и особенности разрушения быстрорежущих сталей [Текст] / А. С. Чаус, Ф. И. Рудницкий, М. Мургаш // Трение и износ. – 1997. – № 2. – С. 9–11.
88. Чекуров, В. В. Структура и свойства литых биметаллических композиций для инструментов [Текст] // Трение и износ. – 1991. – № 5. – С. 17–21.
89. Черкасов, В. Е. Ударно-усталостная прочность литых и деформированных быстрорежущих сталей [Текст] / В. Е. Черкасов, Н. М. Якшин, И. М. Кавицкий // Трение и износ. – 1986. – № 4. – С. 10–12.
90. Шварц, О. Переработка пластмасс [Текст] / О. Шварц, Ф. В. Эбелинг, Б. Фурт. – СПб. : Профессия, 2005. – 316 с.
91. Экономическая выгода от применения специального сплава для ножей экструдера [Текст] / А. С. Батулин, Е. И. Мара, Ю. П. Егоров, О. М. Утьев // Химическая промышленность. – 1992. – № 1. – С. 120.
92. Atlas of Isothermal Transformation Diagrams [Text]. – Pittsburg : [s. n.], 1951. – 143 p.
93. Boccalini, M. Solidification of high speed steels [Text] / M. Boccalini, H. Goldenstein // International Materials Reviews. – 2001. – Vol. 46, № 2. – P. 92–115.
94. Chaus, A. S. Cutting tests for end-milling radius cutters of high-speed steel with and without diffusion coating [Text] / A. S. Chaus, M. V. Sitkevich, P. Pokorny // Journal of Friction and Wear. – 2010. – Vol. 31, № 6. – P. 419–425.
95. Chaus, A. S. Structure and phase transformations upon carburisation of high-speed steel [Text] // Defect and Diffusion Forum. – Trans Tech Publications, 2006. – Vol. 249. – P. 269–274.
96. Chira J. Fonte cu vanadium rezistente la uzare pentru corpurile de macinat si bindajele morilor de ciment [Text] / J. Chira, Gh. Costea // Metalurgia. – 1975. – № 2. – S. 53–56.
97. Doskar, J. How dip-coat materials affect ceramic investment shells [Text] / J. Doskar, J. Gabriel // Part-II, Foundry. – 1967. – Vol. 95. – P. 146–151.

98. Effect of niobium and vanadium additions on the as-cast microstructure and properties of hypoeutectic Fe–Cr–C alloy [Text] / M. Filipovic, Z. Kamberovic, M. Korac, B. Jordovic // ISIJ international. – 2013. – Vol. 53, № 12. – P. 2160–2166.
99. Effects of Cr and V additions on the microstructure and properties of high-vanadium wear-resistant alloy steel [Text] / J. Ju [et al.] // Ironmaking & Steelmaking. – 2016. – Vol. 45, № 2. – P. 1–11.
100. Heat treatment of centrifugally cast high carbon high vanadium high speed steel mill roll [Text] / H. G. Fu, H-J Zhao, Z-Z. Du, H-X. Guo // Ironmaking & Steelmaking. – 2011. – Vol. 38, № 5. – P. 338–345.
101. Hellman, P. Aus Wirkungen eines seigerungslosen Gefuges bei Schnellarbeitsstalen [Text] // Werkstatt und Betrib. – 1976. – Vol. 108, № 5. – S. 523–528.
102. High Feed Raten Cast and Forged – Blar Milling Cutters for Operation. [Text] // Aircraft production. – 1956. – Vol. 18, № 2. – P. 47–49.
103. Houdremont, E. Beitrag zur Kenntnis der Umwandlungsvorgänge in Chrom-und Manganstählen [Text] / E. Houdremont, W. Koch, H. J. Wiester // Archiv für das Eisenhüttenwesen. – 1945. – Vol. 18, № 7-8. – P. 147–154.
104. Houdremont, E. Einfluß der Legierungselemente auf das Verhalten von Stählen bei der Einsatzhärtung [Text] / E. Houdremont, H. Schrader // Steel research international. – 1935. – Vol. 8, № 10. – P. 445 – 459.
105. Hoyle, G. Recent developments in high-speed steels [Text] / G. Hoyle // Metallurgical Reviews. – 1964. – Vol. 9, № 1. – P. 49–91.
106. Hurriks, P. L. Some metallurgical factor controlling the adhesive and abrasive wear resistance of steel. A review [Text] / P. L. Hurriks // Wear. – 1973. – Vol. 26, № 3. – P. 285–304.
107. Kawalec, M. Structure, mechanical properties and wear resistance of high-vanadium cast iron [Text] / M. Kawalec, E. Fraś // ISIJ international. – 2008. – Vol. 48, № 4. – P. 518–524.

108. Li, J. F. Improvement in tribological of plasma-sprayed Cr₃C₂–NiCr coating followed by electroless Ni-based alloy plating [Text] / J. F. Li, C. X. Ding // Wear. – 2000. – Vol. 240, № 1-2. – P. 180–185.
109. Microstructure and wear resistance of high chromium cast iron containing niobium [Text] / Z. Zhiguo, Y. Chengkai, Z. Peng, L. Wei // China Foundry. – 2014. – Vol. 11, № 3. – P. 179–184.
110. Precipitation behavior of carbides in high-carbon martensitic stainless steel [Text] / Q. Zhu [et al.] // International Journal of Materials Research. – 2017. – Vol. 108, № 1. – P. 20–28.
111. Speiser, R. Effective diameter of solute atoms in interstitial solid solutions [Text] / R. Speiser, J. W. Spretnak, W. J. Taylor // Transactions of the American Society for Metals. – 1954. – Vol. 46. – P. 1168–1175.
112. Strauss, J. Metals Handbook [Text] // American Society Cleveland. – 1948. – P. 1219.
113. Stromberger, C. Betriebsverhalten von fräsern aus gegossenen rohlingen [Text] // Werkstatt und Betrieb. – 1954. – № 8. – P. 215–223.
114. The effect of deposition energy on the microstructure and mechanical properties of high speed steel films prepared using a filtered cathodic vacuum arc [Text] / J. G. Pagon [et al.] // Surface & Coatings Technology. – 2010. – Vol. 204, № 21-22. – P. 3552–3558.
115. Wever E. Umwandlungsverhalten und Anlaßbeständigkeit von Stählen mit sonderkarbidbildenden Legierungselementen, dargestellt am Beispiel eines Vanadinstahles Arch. Eisenhüttenw [Text] / E. Wever, A. Rose, W. Peter. – 1950 (21). – S. 367–380.
116. Wever E., Rose A.u. W. Eisenhüttenw Peter. Arch. – 1950. – № 21. – S. 367–380.
117. Wever, A. Rose u. Eggers. Mitt. – K. : Wilh.-Inst, Eisenforschg, 1936. – S. 239–246.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ
НА ИЗОБРЕТЕНИЕ
№ 2297307

**СПОСОБ ПАЙКИ ЛИТОГО ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО
СПЛАВА С КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛЬЮ**

Патентообладатель(ли): *Государственное образовательное
учреждение высшего профессионального образования
Томский политехнический университет (RU)*

Автор(ы): *см. на обороте*

Заявка № 2006101011
Приоритет изобретения 10 января 2006 г.
Зарегистрировано в Государственном реестре
изобретений Российской Федерации 20 апреля 2007 г.
Срок действия патента истекает 10 января 2026 г.

Руководитель Федеральной службы по интеллектуальной
собственности, патентам и товарным знакам



Б.Л. Симонов

Автор(ы): *Багинский Андрей Геннадьевич (RU), Егоров Юрий Петрович (RU), Мельников Александр Григорьевич (RU), Утьев Олег Михайлович (RU)*

ПРИЛОЖЕНИЕ Б



НАУЧНО - ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ КОМПАНИЯ
" ПОЛИМЕР - КОМПАУНД "



ИНН 7021019460
р/с 40702810700350000633
Филиал ОАО Банк «ВТБ» в г. Томске
БИК 046902704, к/с 30101810100000000704
Код по ОКОНХ 71110 Код по ОКПО 36295287

Россия, 634040
г.Томск, ул. Высоцкого,8
Тел./факс: (3822) 64-53-19
(3822) 64-43-48
E-mail: polymer@mail.tomsknet.ru
http://www.poly-comp.ru

Исх. № 343 от 26 апреля 2017.

Акт
промышленных испытаний партии ножей для грануляции наполненных
композиций полиолефинов из литого инструментального сплава,
изготовленных по технологии Национального исследовательского Томского
политехнического университета

В период с 19.01.16г. по 24.03.17 на ЗАО «НПК»Полимер-Компаунд» проведены промышленные испытания трех партий ножей из литого инструментального сплава 140X6ВФ3, разработанного в Национальном исследовательском Томском политехническом университете А.Г. Багинским, к.т.н. Ю.П. Егоровым, О.М. Утьевым. Ножи были получены литьем в оболочковые формы и подвергнуты термообработке на вторичную твердость до 58-60 HRC. Испытания проводились на двухшнековом экструдере TSE-95 (Delite, Китай) для подводной грануляции наполненных композиций :

- 1) МГК 02 И (кабельная)
- 2) ТЭП 02 У черн (уплотнения окон ПВХ)
- 3) 201 01 (кабельная)

Ножи работали до достижения критического износа. Внеплановых остановок по причине разрушения инструмента не зафиксировано. Стойкость каждой партий ножей составила от 450 до 500 часов. Стойкость гранулирующих ножей при переработке ТЭП 02 У черн, в 2 раза превышает стойкость импортных аналогов.

| | |
|---|--|
| <p>от ЗАО «НПК»Полимер-Компаунд»</p> <p>Главный механик Шихалев И.А</p> <p>Главный инженер Урбанович В.П.</p> | <p>от Национального исследовательского Томском политехническом университете</p> <p>Старший преподаватель Утьев О.М</p> |
|---|--|



ПРИЛОЖЕНИЕ В



Ministry of Education and Science of the Russian Federation
Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education
"National Research Tomsk Polytechnic University" (TPU)
30, Lenin ave., Tomsk, 634050, Russia
Tel. +7-3822-606333, +7-3822-701779,
Fax +7-3822-563865, e-mail: tpu@tpu.ru, tpu.ru
ОКРО (National Classification of Enterprises and Organizations):
02069303,
Company Number: 1027000890168,
VAT / KPP (Code of Reason for Registration)
7018007264/701701001, BIC 046902001

Министерство образования и науки Российской Федерации
федеральное государственное автономное образовательное
учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский
Томский политехнический университет» (ТПУ)
Ленина, пр., д. 30, г. Томск, 634050, Россия
тел.: +7-3822-606333, +7-3822-701779,
факс +7-3822-563865, e-mail: tpu@tpu.ru, tpu.ru
ОКПО 02069303, ОГРН 1027000890168,
ИНН/УПД 7018007264/701701001, БИК 046902001



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по образовательной
деятельности ТПУ

Вагнер А.Р.

2017 г.

АКТ

Комиссия в составе директора Инженерной школы новых производственных технологий Яковлева А.Н., заведующего кафедрой материаловедения и технологии металлов Костикова К.С. и и.о. заведующего кафедрой технологии машиностроения и промышленной робототехники Вильнина А.Д. составила настоящий акт о том, что результаты научных исследований, полученные в диссертационной работе старшего преподавателя кафедры материаловедения и технологии металлов Утьева О.М., используются при чтении лекций по дисциплине «Технология конструкционных материалов», а также при написании методических указаний к лабораторным работам для студентов, обучающихся по направлению 15.03.01 «Машиностроение».

Директор ИШНПТ

Яковлев А.Н.

Зав.кафедрой МТМ

Костиков К.С.

И.о. зав.кафедрой ТМСПР

Вильнин А.Д.