

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

На правах рукописи

崔 健

Цуй Цзян

**ПОЗИТРОННАЯ АННИГИЛЯЦИОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ
СТАЛЕЙ GCR15 И 40CRNiMOA ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ
МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Специальность 1.3.8 – Физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
Доктор физико-математических наук, профессор
Арефьев Константин Петрович

Томск – 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА РЕЗАНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧАЕМЫХ СТРУКТУР (ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР).....	12
1.1 Образование и свойства поверхностного белого слоя.....	13
1.2 Метод позитронной аннигиляционной спектроскопии в изучении дефектной структуры металлических материалов	29
Выводы по главе 1	47
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	49
2.1 Состав и структура сталей марок GCr15 и 40CrNiMoA	49
2.2 Высокоскоростная сухая механическая обработка резанием сталей марок GCr15 и 40CrNiMoA.....	51
2.3 Методы исследования микроструктуры поверхностного слоя сталей после высокоскоростной сухой механической обработки.....	54
2.4 Методики позитронной аннигиляционной спектроскопии.....	60
Выводы по главе 2	66
ГЛАВА 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ GCR15 и 40CRNIMOА ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РЕЗАНИЯ	68
3.1 Анализ микроструктуры (с помощью оптического микроскопа) стали GCr15 после высокоскоростного резания.....	68
3.1.1 Влияние скорости резания на среднюю толщину белого слоя	68
3.1.2 Влияние подачи на среднюю толщину белого слоя.....	69
3.1.3 Влияние глубины резания на среднюю толщину белого слоя.....	71
3.2 Анализ микроструктуры (с помощью оптического микроскопа) стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания	72
3.2.1 Влияние скорости резания на среднюю толщину белого слоя	72
3.2.2 Влияние подачи на среднюю толщину белого слоя.....	73
3.2.3 Влияние глубины резания на среднюю толщину белого слоя.....	74
3.2.4 Сравнительный анализ влияния параметров резания на среднюю толщину белого слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA	76
3.3 Анализ среднего значения высотного параметра шероховатости и средней толщины белого слоя стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания	77
3.4 Анализ среднего значения высотного параметра шероховатости и средней толщины белого слоя стали GCr15 после высокоскоростного резания.....	79

3.5 Анализ изменения глубинного профиля распределения примесных атомов в сталях GCr15 и 40CrNiMoA после высокоскоростного резания	82
Выводы по главе 3	84
ГЛАВА 4. АНАЛИЗ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В СТАЛЯХ 40CrNiMoA и GCr15 ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РЕЗАНИЯ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	86
4.1 Профиль имплантации позитронов в Fe при использовании радиоизотопного источника ^{44}Ti с максимальной энергией 1,47 МэВ.....	86
4.2 Анализ параметров СВЖП и ДУАЛ в объеме сталей 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания при использовании источника ^{44}Ti	87
4.3 Послойный анализ параметров ДУАЛ в белом слое сталей 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания при использовании пучков позитронов с энергией до 30кэВ....	96
Выводы по Главе 4.	113
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	116
ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ В ДИССЕРТАЦИИ.....	121
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	122
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения.....	132
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акт внедрения	133
ПРИЛОЖЕНИЕ В. Акт внедрения.....	134
ПРИЛОЖЕНИЕ Г. Акт внедрения	135

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Разработка научных основ передовых технологий обработки конструкционных материалов, например, путем высокоскоростной механической обработки резанием с сохранением высоких механических характеристик, способных к эксплуатации в агрессивных условиях и обладающих необходимыми физико-механическими и эксплуатационными свойствами, является актуальной проблемой современного материаловедения. Высокоскоростным резанием следует считать резание, при котором скорость возрастает в 10 и более раз по сравнению с уровнем, установившимся для данного обрабатываемого материала.

Во время высокоскоростной механической обработки резанием происходит упруго-пластическая деформация обрабатываемого материала в зоне резания с высокой скоростью, вызывая резкое локальное повышение температуры и деформацию. Под действием большой пластической деформации в зоне стружкообразования поверхностный слой обрабатываемого материала испытывает существенный термомеханический нагрев, в результате чего зачастую образуется метаморфический слой, который называется белым слоем. Образование поверхностного белого слоя при высокоскоростном резании сталей проявляется также в фазовых превращениях, вызванных быстрым нагревом и закалкой материала при удалении стружки; с другой стороны, в обрабатываемом материале происходит измельчение зерна, повышается твердость в белом слое и появляются дефекты, например, дислокации и дефектов вакансионного типа.

Несмотря на то, что вопросы, связанные с установлением закономерностей изменения дефектной и кристаллической структуры в сталях в зависимости от параметров высокоскоростного резания, изучались во многих работах, но системного исследования на примере сталей с разным содержанием основной примеси – углерода, до начала данного диссертационного исследования не проводилось.

Степень разработанности темы. Перспективным методом анализа дефектной структуры материалов после высокоскоростной механической обработки, позволяющим осуществлять контроль динамики возникновения, превращения и исчезновения дефектов различной размерности (от точечных до протяженных) в широком диапазоне концентраций, является метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) [1].

Исследование спектра времени жизни позитронов (СВЖП) позволяет установить тип и размер позитрон-чувствительных дефектов, а также определять их концентрацию, в то время как спектрометрия доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) позволяет наблюдать фазовые превращения и анализировать химическое окружение в месте аннигиляции [2].

В связи с вышеуказанными проблемами, **целью настоящей работы** является установление закономерностей изменения дефектной и кристаллической структуры в сталях с разным содержанием углерода на примере конструкционной стали 40CrNiMoA (C 0,42%), аналог - 40X2H2MA (C 0,42%) и подшипниковой стали GCr15 (C 1,05%), аналог - ШХ15 (C 1,05%) после высокоскоростной механической обработки резанием.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

1. Исследование характеристик кристаллической структуры сталей 40CrNiMoA и GCr15 методами оптической микроскопии, профилометрии и оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда;
2. Исследование характеристик дефектной структуры сталей 40CrNiMoA и GCr15 методом ПАС;
3. Исследование закономерностей изменения дефектной и кристаллической структуры сталей 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания в зависимости от параметров резания.

Положения, выносимые на защиту

1. Установлено, что структурное состояние, сформированное в поверхностном слое закаленных исследуемых сталей GCr15 и 40CrNiMoA в результате высокоскоростной механической обработки резанием, определяется наличием белого слоя, толщина и высотный параметр шероховатости которого зависят от содержания углерода и параметров резания (скорость, глубина, подача).
2. Установлено для исследуемых сталей 40CrNiMoA (C 0,42%) и GCr15 (C 1,05%) в условиях высокоскоростного резания по данным СВЖП (методом ПАС, максимальная энергия позитронов 1,47 МэВ, толщина зондируемого слоя около 140 мкм) центров захвата позитронов на основе моновакансии железа и примеси углерода для обоих типов сталей и на основе моновакансии железа для 40CrNiMoA и вакансионного кластера из трех вакансий железа для GCr15.

Оптимальными параметрами высокоскоростного резания для минимизации дефектов вакансионного типа для стали 40CrNiMoA являются: скорость резания

около 503 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм, а для GCr15: скорость резания около 520 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм.

3. Установлено для исследуемых сталей 40CrNiMoA (C 0,42%) и GCr15 (C 1,05%) в условиях высокоскоростного резания по данным ДУАЛ (методом ПАС, максимальная энергия позитронов до 30 кэВ, толщина зондируемого слоя до 1,1 мкм), что наиболее дефектным является поверхностный белый слой, толщиной до 170 нм (энергия позитронов – до 10 кэВ), что сопоставлено с вкладом примесных атомов углерода и вакансий железа.

Научная новизна работы. Достижение поставленной в данной работе цели в полной мере выражает научную новизну полученных результатов:

1. Определены компоненты времени жизни позитронов, локализованных в вакансионных дефектах, сформированных путем высокоскоростного резания в объеме (максимальная энергия позитронов 1,47 МэВ) образцов стали 40CrNiMoA (C 0,42%): $\tau_A = 150 \pm 2$ пс и $\tau_B = 168 \pm 2$ пс, а для стали GCr15 (C 1,05%): $\tau_A = 147 \pm 2$ пс и $\tau_B = 240 \pm 2$ пс. Компонента 150 ± 2 пс и 147 ± 2 пс сопоставлена с локализацией и аннигиляцией позитрона в примесно-вакансионном центре захвата на основе моновакансии железа и примеси углерода, а более долгоживущие компоненты – с моновакансией железа для 40CrNiMoA и вакансионным кластером из трех вакансий для стали GCr15.

Для стали GCr15 (C 1,05%) интенсивность компоненты τ_A около 85% и практически не изменяется в зависимости от параметров высокоскоростного резания по сравнению с той же интенсивностью для стали 40CrNiMoA (C 0,42 %),

которая претерпевает значительные изменения от 95% до 50 %, что связано с изменениями концентрации вакансионных центров захвата позитронов для 40CrNiMoA.

2. Установлена неоднородность распределения дефектов в белом слое исследованных сталей, а именно: наиболее дефектным является поверхностный слой, толщиной до 170 нм, что сопоставлено с повышенным содержанием примесных атомов углерода и вакансий железа.

3. Для сталей GCr15 и 40CrNiMoA глубинное распределение основных элементов различается, в том числе: марганец, хром, кремний и никель сильно не изменяются по глубине образца как со стороны белого слоя, так и с обратной стороны, а распределение углерода и железа показывает наибольшие величины на малых толщинах и с ростом толщины поверхностного слоя (до толщины 80мкм) происходит монотонное уменьшение его содержания, что свидетельствует о существенном перераспределении этих элементов в сторону белого слоя при данном виде механической обработки.

Практическая ценность

Результаты исследования дефектной структуры в сталях 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания дополняют и расширяют общую картину закономерностей изменения дефектной структуры металлов. В том числе показано, что сталь GCr15 проявляет лучшую устойчивость к образованию дефектов, меньшую толщину белого слоя и лучшую шероховатость поверхности по сравнению с 40CrNiMoA, что делает её более предпочтительной для условий, требующих высокой точности и гладкости поверхности.

Также установлены оптимальные параметры высокоскоростного резания (в диапазоне $v = 335-520$ м/мин, $f = 0,1-0,24$ мм/об, $t = 0,1-0,25$ мм) для минимизации дефектов вакансионного типа: для стали 40CrNiMoA - скорость резания около 503 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15 мм, а для GCr15: скорость резания около 520 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15 мм.

Результаты работы внедрены в учебном процессе в отделении машиностроения Томского политехнического университета в лекциях и в методических материалах следующих дисциплин: «Исследование процессов обработки резанием и режущего инструмента», «Проектирование и производство режущих инструментов», «Проектирование режущих инструментов», а также при выполнении магистерских диссертаций и курсовых проектов студентами отделения машиностроения ТПУ, что подтверждено соответствующим актом, представленным в приложении А.

Результаты работы внедрены в учебном процессе кафедры аналитической химии Томского государственного университета при реализации следующих курсов: «Анализ реальных объектов», «Избранные главы химического материаловедения», а также при выполнении научно-исследовательских работ студентов и выпускных квалификационных работ, что подтверждено соответствующим актом, представленным в приложении Б.

Результаты работы внедрены в учебном процессе кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета в виде курса лекции и практических занятий по дисциплинам

образовательных модулей: «Физика конденсированного состояния», «Кристаллическая структура и кристаллография металлических систем» и «Дефекты в твердых телах», что подтверждено соответствующим актом, представленным в приложении В.

Результаты работы внедрены в учебном процессе в Институте машиностроения Шэньянского политехнического университета (Китай) в лекциях и в методических материалах следующих дисциплин: «Материал машиностроения», «Технология производства машин», «Металлический материал и термообработка» и «Исследование процессов обработки резанием и режущего инструмента», а также при выполнении магистерских диссертаций и курсовых проектов студентами Института машиностроения Шэньянского политехнического университета (Китай), что подтверждено соответствующим актом, представленным в приложении Г.

Практическая значимость подтверждается выполнением автором в качестве соисполнителя научно-исследовательских работ в следующем проекте: «Исследование механизма образования окисной пленки при высокоскоростной резке титановых сплавов методами позитронной аннигиляционной спектроскопии» (грант РФФИ и Государственного фонда естественных наук Китая (NSFC) № 21-58-53039 в 2021-2022 гг.)

Достоверность полученных результатов обеспечена корректно сформулированной целью и планом исследований, а также использованием современных методов, согласованием экспериментальных данных между собой, а также с литературными данными.

Личный вклад автора заключается в подготовке исследуемого материала, проведении экспериментов, обработке полученных экспериментальных данных, их анализе на основе теоретических моделей аннигиляции позитронов в твердых телах, а также существующих представлений физики конденсированного состояния.

Апробация работы. Материалы диссертации были представлены на международных, российских конференциях и симпозиумах, некоторые работы были отмечены дипломами и грамотами. Результаты представлялись и обсуждались на следующих конференциях: XV Международная конференция студентов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2018), V Международная научная конференция молодых ученых, аспирантов и студентов «Изотопы: технологии, материалы и применение» (Томск, 2018), VII Международная научно-техническая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике» (Томск, 2018), XVI Международная конференция студентов, аспирантов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2019), XX Международная научно-практическая конференция студентов и молодых ученых, «Химия и химическая технология в XXI веке» имени профессора Л.П. Кулева (Томск, 2019), VIII Международная научно-техническая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике» (Томск, 2019), Международной молодежной научно-практической конференции «Физико-технические проблемы в науке, промышленности и медицине» (Томск, 2019), Научно-техническая конференция «Современные тенденции развития инструментальных систем и металлообрабатывающих

комплексов» (Ростов–на–Дону, 2022), XIX Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2022), 19-я Международная конференция по аннигиляции позитронов (Хельсинки, Финляндия, 2022), XXI Международная конференция студентов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2024), III Международный форум молодых студентов и ученых «Воробьевы горы» (Москва, 2024).

Публикации. Результаты диссертационной работы опубликованы в 4 статьях в журналах из списка Scopus, 1 статьи в журнале из списка ВАК, а также в соответствующих сборниках трудов и материалов международных и российских конференций.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, заключения и списка используемой литературы. Общий объем диссертации 135 страниц, включая 59 рисунков, 32 таблицы и список литературы из 81 наименований.

ГЛАВА 1. ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА РЕЗАНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧАЕМЫХ СТРУКТУР (ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР)

1.1 Образование и свойства поверхностного белого слоя

В настоящее время получение новых материалов, обеспечивающих заданный комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств, реализуется в процессе применения разнообразных способов воздействия, например, таких как высокоскоростное резание. При этом под влиянием экстремально высоких температур, скоростей нагрева и охлаждения, а также значительных степеней деформации, могут формироваться структурные состояния, принципиально отличающиеся от уже хорошо известных, полученных в результате традиционной термической обработки. В этом случае, как правило, имеет место упрочнение не всего изделия, а только его поверхностного слоя [3]. При этом точность и шероховатость поверхности может почти достигать уровня тонкого шлифования [4-5]. Именно свойства поверхности определяют износостойкость, коррозионную стойкость, контактную выносливость усталостную прочность и другие эксплуатационные характеристики деталей [6- 9].

Высокоскоростным резанием следует считать резание, при котором скорость возрастает в 10 и более раз по сравнению с уровнем, установившимся для данного обрабатываемого материала [3].

При высокоскоростной обработке деформирующим резанием, реализуемой на стандартном металлорежущем станке с использованием простого инструмента, за

счет трения и пластической деформации температура в зоне обработки может достигать 1100 °С всего за $4 \cdot 10^{-4}$ с, что существенно сокращает время проведения термической операции [10]. Последующее охлаждение происходит за счет отвода тепла в холодные слои заготовки без дополнительного использования охлаждающих жидкостей. Закономерно ожидать, что такие экстремальные воздействия должны проявляться особенно эффективно в случае закаливаемых материалов, таких, например, как стали. При этом структурное состояние, глубина и степень воздействия будут зависеть от содержания углерода. При высокоскоростных обработках на структурообразование влияет много факторов, поэтому точно предсказать, какие именно структурные изменения приведут к улучшению характеристик обработанной поверхности, практически невозможно.

Высокоскоростные методы воздействия на материал зачастую приводят к получению структур, во многом не соответствующим принятым нормам термической обработки. Такие структуры обладают уникальными свойствами, имеют высокую твердость, резко отличаются от структуры основного металла, не поддаются травлению. Их называют по-разному: белый слой, гарденит, белая полоса, зона вторичной закалки, вторичные структуры, белые нетравящиеся слои и т.д. – в сущности речь идет об одном и том же [11]. Для удобства, из всего многообразия терминов, будем называть такие структуры белым слоем (БС). В литературе термин БС применяется к чрезвычайно твердым слоям, которые проявляются белым цветом под микроскопом и образуются в материалах на основе железа под воздействием различных факторов [12]. На практике БС встречается в следующих процессах: при эксплуатации изделий, работающих в условиях

изнашивания, в процессе механической обработки заготовок, при резании, шлифовании, в различных процессах лезвийной обработки, закалке точением и шлифованием, в процессах поверхностного упрочнения и т.д. [13].

На рисунке 1.1 показана двухмерная схема ортогонального резания, а на рисунке 1.2 показано температурное поле, рассчитанное методом конечных элементов [14] для обрабатываемой стали GCr15, для которой учитывались следующие параметры: химический состав (Fe 96,9%, C 1,055%, Si 0,23%, Mn 0,30%, Cr 1,50%, Ni 0,10%, Mo 0,002%), плотность $7,83 \text{ кг/м}^3$, модуль Юнга $86,9 \text{ ГПа}$, коэффициент Пуассона $0,396$, коэффициент теплового расширения $15,3 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}$ и для инструмента, для которого учитывались скорость резания $v = 250 \text{ м/мин}$, глубина резания $t = 0,1 \text{ мм}$, $\gamma_0 = -10^\circ$ – передний угол, $\alpha_0 = 7^\circ$ – задний угол, $VB = 0$ – износ задней поверхности.

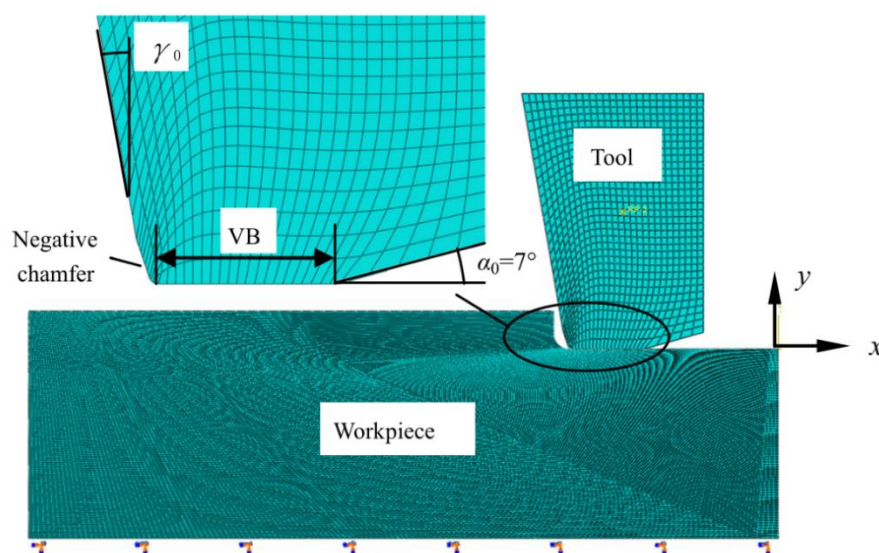


Рисунок 1.1 – Двухмерное конечно-элементное моделирование процессов твердого резания ($v = 250 \text{ м/мин}$, $t = 0,1 \text{ мм}$, $\gamma_0 = -10^\circ$, $\alpha_0 = 7^\circ$) для стали GCr15 [14]

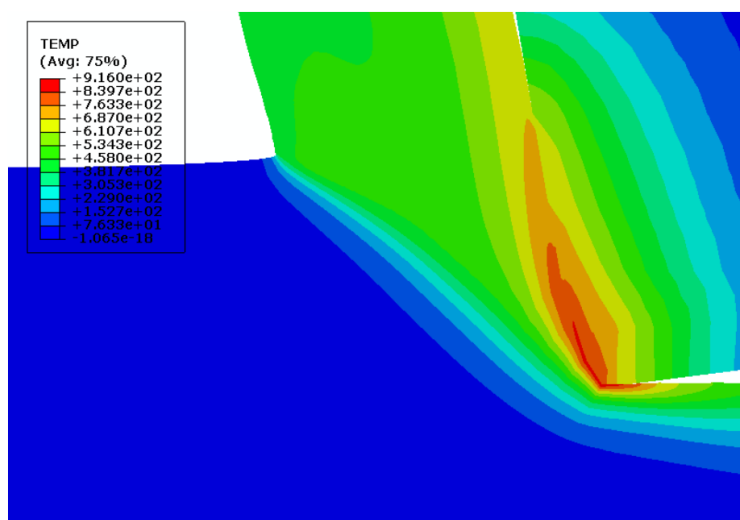


Рисунок 1.2 – Конечно-элементное моделирование температурного поля

($v = 250$ м/мин, $t = 0,1$ мм) для стали GCr15 [14]

Из рисунка 1.2 видно, что температура обработанной поверхности в контакте с инструментом составляет около 900°C , что превышает температуру аустенизации ($A_{cm} = 727^{\circ}\text{C}$) и соответственно является основной причиной к появлению аустенитной фазы в условиях высокоскоростного резания для стали GCr15, что и было зафиксировано на рентгенограммах (рисунки 8, 9) [14].

На рисунке 2 показан график температуры обработанной поверхности, полученный из результатов моделирования при различных скоростях резания ($V_B = 0$ мм, $f = 0,1$ мм/об) для стали GCr15.

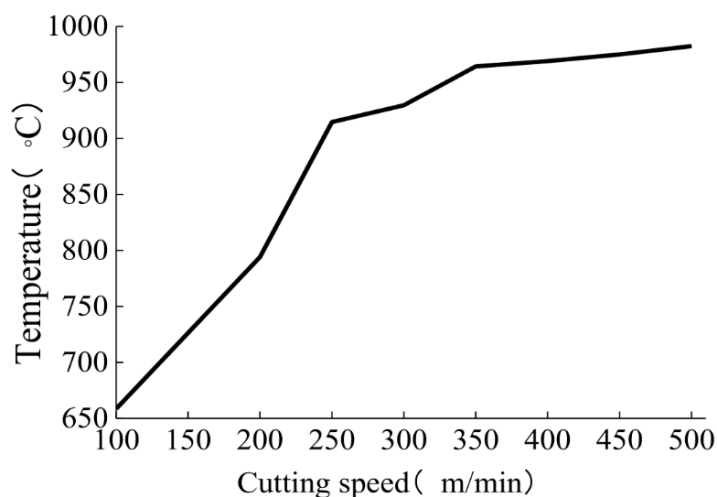


Рисунок 2 – Температура обработанной поверхности, полученная из результатов моделирования при различных скоростях резания ($V_B=0$ мм, $f=0,1$ мм/об) для стали GCr15 [14]

Из рисунка 2 видно, что с увеличением скорости резания температура резания увеличивается.

В работе [15] были проведены измерения средней температуры резания с помощью инфракрасной камеры для стали AISI52100 (C 0,95%) и показано, что при скорости резания 110-260 м/мин, средняя температура обработанной поверхности составляла около 510-850°C, с увеличением скорости резания температура резания увеличивается. Сундарам и соавторы [16] провели исследования с использованием высокоскоростного резания ($v=50-300$ м/мин, $f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм) для стали AISI4140 (C 0,4%). С увеличением скорости резания средняя температура обработанной поверхности также увеличивается (600 - 855 °C), а максимальная температура обработанной поверхности (855 °C) наблюдается при скорости резания 300 м/мин.

В таблице 1 показаны экспериментальные, измеренные с помощью тепловизора (FLIR ThermoCAM SC3000), и расчётные температуры резания при различных скоростях резания $v=197-880$ м/мин, подача $f=0,1$ мм/об, глубина резания $t=2,5$ мм для стали AISI4140 (C 0,43%) по формуле (1) [17].

Таблица 1 – Экспериментальные и расчётные температуры резания при различных скоростях резания $v=197-880$ м/мин, $f=0,1$ мм/об, $t=2,5$ мм для стали AISI4140 (C 0,43%) [17]

Скорость резания(v) (м/мин)	Экспериментальные данные, °C	Расчетные значения T по формуле 1, °C	
	T	T	e , %
197	700	725	3,57
314	750	806	7,47
395	800	847	5,88
565	890	915	2,81
628	920	935	1,63
785	1020	980	3,92
880	1110	1004	9,55
Среднее значение ошибки e , %			4,97

Точность расчетов оценивались величиной относительной ошибки e :

$$e = \frac{|T_{\text{экс}} - T_{\text{расч}}|}{T_{\text{экс}}} \cdot 100\%$$

Теоретическая оценка температуры резания T проводилась по следующей формуле:

$$T = \left(\frac{1}{2T_{\text{пл}}} + \frac{1}{\delta_s F_t} \right)^{-1} \quad (1)$$

Где $T_{пл}$ - температура плавления материала заготовки; δ_s – сопротивление деформированию материала заготовки; учитывающее накопленную деформацию материала заготовки, среднюю скорость деформации заготовки в зоне резания, среднюю температуру заготовки в зоне резания, F_t – температурный показатель учитывающий, плотность, теплопроводность, теплоемкость материала заготовки, скорость резания, параметры контактного трения в зоне резания (пластической области) обрабатываемой заготовки [17].

В таблице 2 показаны экспериментальные (измеренные с помощью термопары) и расчётные температуры резания, полученные с использованием пакета программ метода конечных элементов Advant –Edge™ [18] и по формуле (1) при различных скоростях резания 206,4 м/мин и 330 м/мин, подача $f=0,16$ мм/об, глубина резания $t=2$ мм для стали AISI1045 (C 0,45%) [17, 18].

Таблица 2 – Экспериментальные и расчётные температуры резания при различных скоростях резания 206,4 м/мин и 330 м/мин, $f=0,16$ мм/об, $t=2$ мм для стали AISI1045 (C 0,43%) [17, 18]

Скорость резания(v) (м/мин)	Экспериментальные данные, °C [9]	Расчетные значения T [9]		Расчетные значения T по формуле 1, °C [8]	
		T , °C	e , %	T	e , %
206,4	750	590	21,33	832,7	11,03
330	810	650	19,75	936,5	15,62
Среднее значение ошибки e , %			20,54		13,32

Значения относительной ошибки e , представленные в таблицах 1 и 2, показывают, что расчетные значения температуры резания при высокоскоростном

резании среднеуглеродистых сталей, полученные с использованием формулы (1) и методики, изложенной в работе [17], дают по сравнению с результатами расчетов с использованием популярных пакетов прикладных программ, реализующих метод МКЭ, более точное приближение к соответствующим экспериментальным данным.

На рисунке 3 в качестве примера показано изображение поперечного сечения образца стали AISI52100 (C 0,95%) после высокоскоростного резания (скорость резания $v = 169$ м/мин, подача $f = 0,1$ мм/об и глубина резания $t = 0,2$ мм), полученное с помощью оптического микроскопа (ОМ) [19]. До резания процесс термообработки стали AISI52100: нагрев до 800 °С, выдержка 2 ч, закалка и охлаждение маслом 15 мин, температура отпуска 150 °С, выдержка 2 ч (63 HRC).

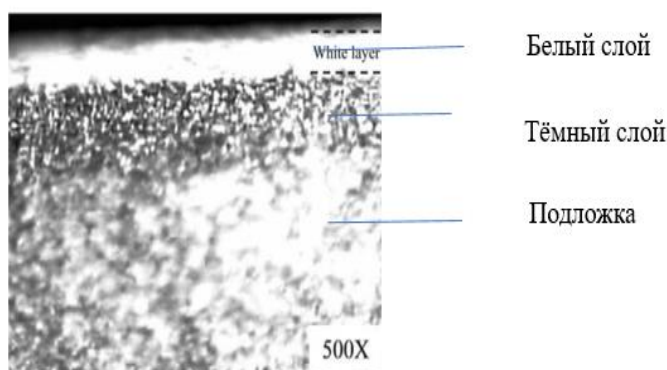


Рисунок 3 – ОМ-изображение обработанной поверхности для стали AISI52100 ($v = 169$ м/мин, $f = 0,1$ мм/об, $t = 0,2$ мм) [19]

Из рисунка 3 видно, что структура поверхности заготовки сильно изменилась после высокоскоростного резания. В поверхностной области наблюдаются белый и темный слой. При этом средняя толщина белого слоя составляет около $14,1$ мкм, а средняя толщина темного слоя около $34,4$ мкм.

На рисунке 4 показана твердость метаморфического слоя стали GCr15, измеренная с помощью технологии наноиндентирования [20].

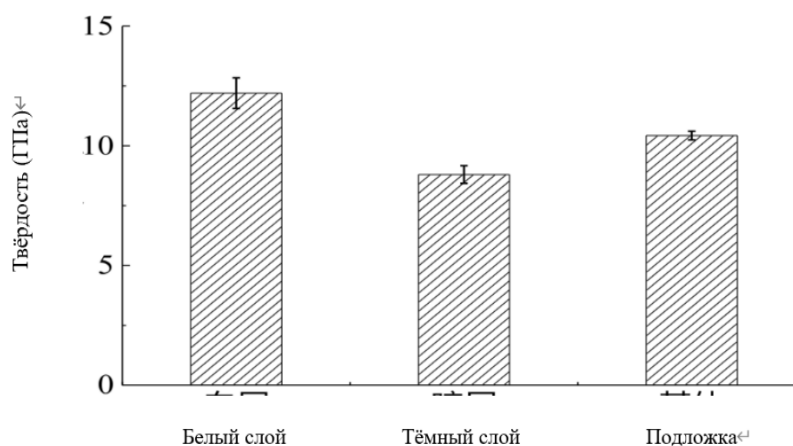


Рисунок 4 – Твердость белого слоя, темного слоя и подложки стали GCr15 ($v = 250$ м/мин, $t = 0,1$ мм) [20]

Из рисунка 4 видно, что средняя твердость белого слоя составляет 12,5 ГПа, а средняя твердость темного слоя – 8,8 ГПа, а средняя твердость подложки составляет 10,3 ГПа, это означает, что твердость белого слоя выше, чем твердость подложки, а твердость темного слоя ниже, чем твердость подложки.

У Шицион и соавторы [21] изучали особенности формирования белого слоя при высокоскоростном резании закаленной стали P20 (C 0,8%) в условиях сухого резания и при криогенном резании с охлаждением жидким азотом ($v=230-430$ м/мин, $f=0,1$ мм/об). Твердость белого слоя при криогенном охлаждении значительно выше, чем у материала подложки и при сухом резании. Твердость белого слоя при криогенном охлаждении LN2 при резании на скоростях резания 230, 330 и 430 м/мин увеличилась до 12,4 HV, 15,2 HV и 15,1 HV, соответственно.

С.Б. Хоссейни и У. Клемент [22] обнаружили, что после процесса высокоскоростного резания ($v=110-260\text{м/мин}$, $f=0,08\text{мм/об}$, $t=0,2\text{мм}$) для стали AISI52100 (С 0,95%) поверхностный слой, подвергшийся механическому воздействию, на 26 % тверже чем материал, не подвергшийся воздействию.

Анупам Алок и Манас Дас [23] провели исследование с использованием высокоскоростного резания ($v=100-288\text{м/мин}$, $f=0,1\text{мм/об}$, $t=0,08\text{мм}$): с увеличением скорости резания микротвердость обработанной поверхности стали AISI52100 (С 0,95%) уменьшается (975-725HV). С увеличением скорости резания температура обработанной поверхности увеличивается (500 – 800 °С).

На рисунке 5 по данным работы [24] показаны зависимости средней толщины белого слоя от скорости резания для сталей GCr15 (С 1,05%) и 40CrNiMoA (С 0,42%), до резания процесс термообработки сталей: нагрев до 850 °С, выдержка 2 ч, закалка и охлаждение маслом 15 мин, температура отпуска 180 °С, выдержка 4 ч (60 HRC).

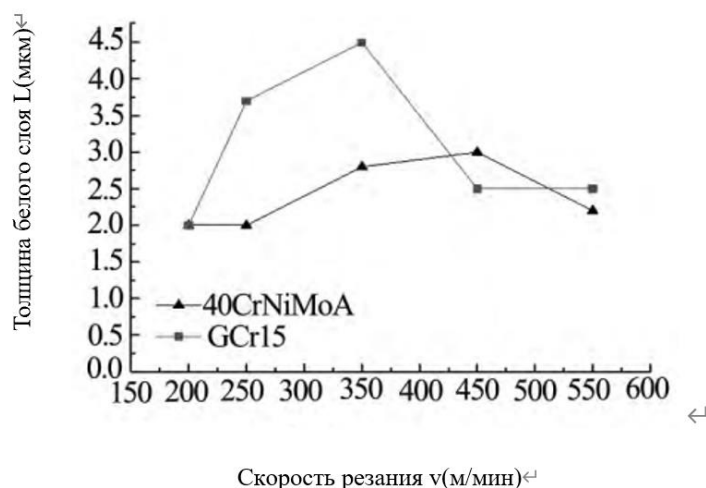


Рисунок 5 – Средняя толщина белого слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA при различных скоростях резания ($f = 0,1 \text{ мм/об}$) [24]

Из рисунка 5 видно, что для стали GCr15 (C 1,05%) толщины белого слоя увеличиваются (2-4,5 мкм) с увеличением скорости резания в диапазоне от 200 до 350 м/мин, и уменьшаются (4,5-2,5 мкм) с увеличением скорости резания в диапазоне от 350 до 550 м/мин, для стали 40CrNiMoA (C 0,42%) наблюдаются аналогичные зависимости изменений средней толщины белого слоя (от 2 до 3 мкм) с увеличением скорости резания.

В работе [25] зафиксирован рост значений средней толщины белого слоя: от 2 до 3,5 мкм для стали AISI52100 (C 0,95%), от 2 до 3 мкм для стали AISI4340 (C 0,40%) от скорости резания $v = 200-550$ м/мин и одинаковой подаче $f = 0,1$ мм/об. При различных подачах $f = 0,1-0,2$ мм/об и одной скорости резания $v = 350$ м/мин средние толщины белого слоя для стали AISI52100 (C 0,95%) составляют 2 - 4,3 мкм, а для стали AISI4340 (C 0,40%): 1,5 - 4 мкм, с увеличением подачи толщина белого слоя увеличивается, до резания процесс термообработки сталей: нагрев до 850 °C, выдержка 2 ч, закалка и охлаждение маслом 15 мин, температура отпуска 180 °C, выдержка 4 ч (60 HRC).

Герман Гонсалес и соавторы [26] провели исследования с использованием высокоскоростного резания ($v=50-300$ м/мин, $f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм) для стали AISI4140 (C 0,4%). Толщина белого слоя увеличивается с увеличением скорости резания, а максимальная толщина (9,5 мкм) наблюдается при скорости резания 300 м/мин.

Хан Сангиль и соавторы [27] провели исследования с использованием высокоскоростного резания ($v=100-200$ м/мин, $f=0,1$ мм/об, $t=0,2$ мм) для стали AISI1045 (C 0,5%). Толщина белого слоя увеличивается с увеличением скорости

резания, а максимальная толщина (8 мкм) наблюдается при скорости резания 200 м/мин. С увеличением скорости резания температура обработанной поверхности увеличивается (495 - 668 °C), а максимальная температура обработанной поверхности (668 °C) наблюдается при скорости резания 200 м/мин.

В работе [28] изучали также зависимость средней толщины белого слоя от скорости резания (а), твердости (а) и подачи (b) для стали AISI52100 (C 0,95 %) с исходной твердостью 56,3HRC (I), 58,1HRC (II) и 62,3HRC (III) (рисунок 6). Процесс предварительной термообработки стали AISI52100: нагрев до 850 °C, выдержка 2 ч, закалка и охлаждение маслом, температура отпуска 150 °C, выдержка 4 ч.

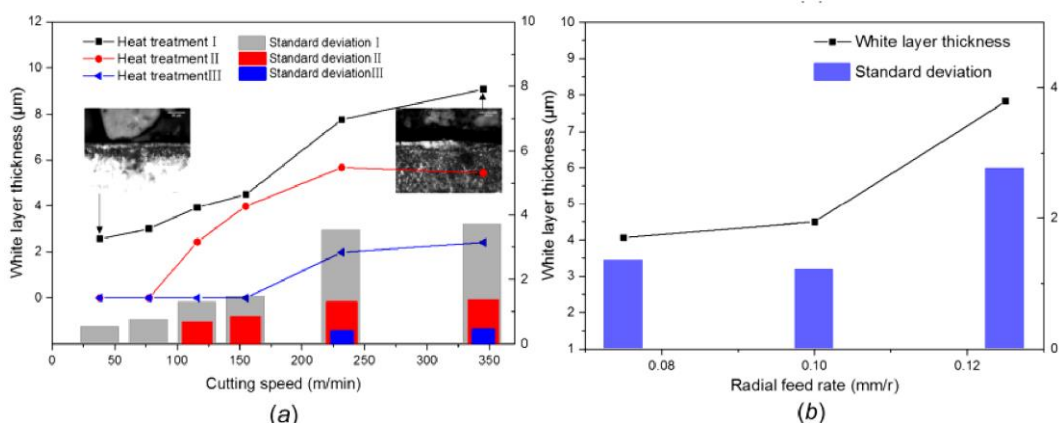


Рисунок 6 – Зависимость средней толщины белого слоя для стали AISI52100 от скорости резания (а), твердости (а) и подачи (b) [28]

Из рисунка 6 видно, что толщина белого слоя увеличивается с увеличением скорости резания, подачи и твердости материала, когда скорость резания находится в диапазоне от 38 м/мин до 345 м/мин.

В работе [29] также изучалось распределение углерода (а, б), хрома (б) с помощью метода электронно-зондового микроанализа для обработанных образцов стали GCr15 (C 1,05 %) (рисунок 7).

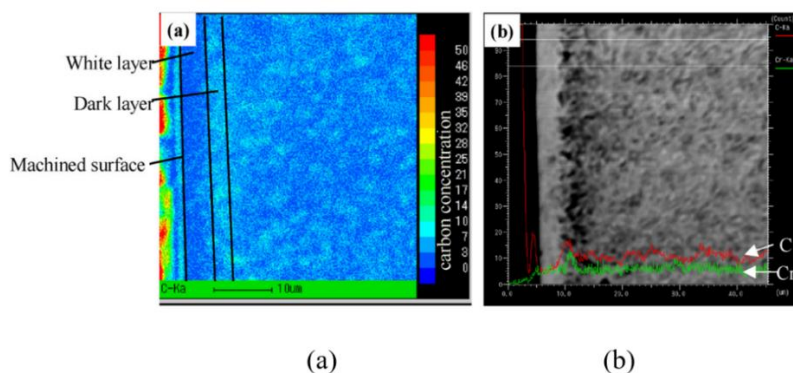


Рисунок 7 – Распределение углерода и хрома на обработанных поверхностях для стали GCr5 ($v = 250$ м/мин, $t = 0,1$ мм) [29]

Из рисунка 7(а) видно, что на обработанных поверхностях наблюдается значительное изменение содержания углерода. Концентрация углерода в белом слое меньше, чем в темном слое, но выше чем в подложке, из рисунка 7(б) также видно, что концентрация углерода и хрома самая низкая в подложке, примерно половина от концентрации углерода и хрома в белом слое, и начинает быстро расти на границе между белым и темным слоями и достигает максимума в темном слое. Затем концентрация углерода и хрома постепенно снижается в темном слое и стабилизируется на стыке между темным слоем и подложкой, достигая в итоге значений концентрации в подложке.

На рисунках 8, 9.1 и 9.2 показаны рентгенограммы для сталей GCr15, 40CrNiMoA (C 0,42%) и AISI52100 (C 0,95%) в подложке (1) и белом слое при различных параметрах высокоскоростного резания.

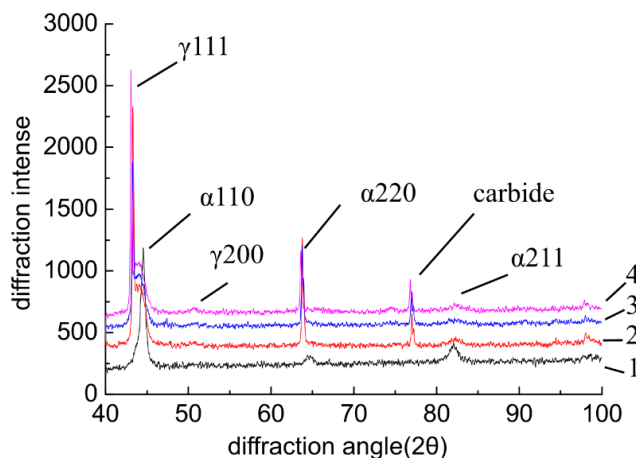


Рисунок 8 – Рентгенограммы для сталей GCr15, 2θ (°) 1. Подложка; 2. 250 м/мин; 3. 350 м/мин; 4. 550 м/мин ($f=0,1$ мм/об, $t=0,1$ мм) [24]

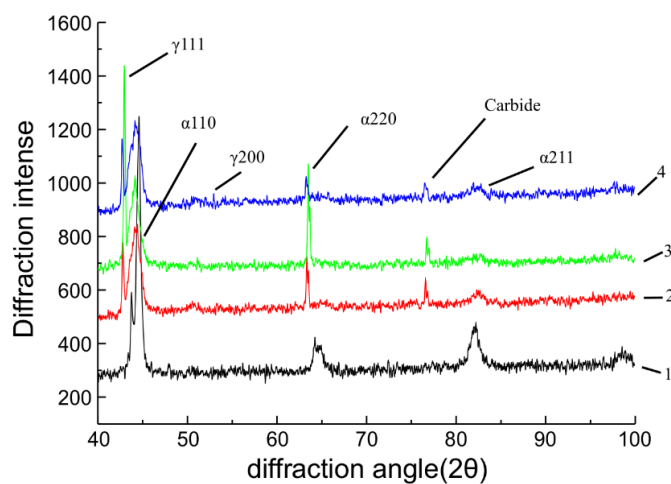


Рисунок 9.1 – Рентгенограммы для сталей 40CrNiMoA, 2θ (°) 1. Подложка; 2. 250 м/мин; 3. 450 м/мин; 4. 550 м/мин ($f=0,1$ мм/об, $t=0,1$ мм) [24]

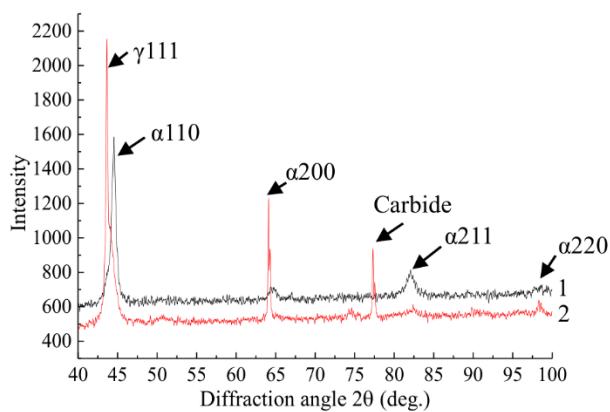


Рисунок 9.2 – Рентгенограммы для сталей AISI52100 1. Подложка; 2. 350 м/мин ($f=0,1$ мм/об, $VB=0,1$ мм) [30]

Как видно из рисунков 8, 9.1 и 9.2 в исходном состоянии данных сталей основным состоянием является мартенсит, а после высокоскоростного резания в поверхностном (белом) слое наряду с мартенситом появляются аустенит и карбид железа [24, 30].

В работе [31] для стали GCr15 и для стали AISI4340 (C 0,43 %) с помощью просвечивающего электронного микроскопа также наблюдали фазы: аустенит, карбид и мартенсит в белом слое.

При пластической деформации в процессе высокоскоростного резания зерна обработанной поверхности могут измельчаться и деформироваться (микродеформация). В работе [32] проведены оценки среднего размера зерна и микродеформации в белом слое и подложке из стали AISI 52100 (таблица 3).

Таблице 3 – Микродеформация и средний размер зерна в белом слое и подложке из стали AISI 52100 [32]

Параметры резания ($v=350\text{м/мин}$, $f=0,1\text{мм/об}$)	Микродеформация (%)	Средний размер зерна (нм)
Белый слой	0,35	23
Подложка	0,155	88

Из таблицы 3 видно, что средний размер зерна подложки составляет 88 нм, а средний размер зерна белого слоя составляет 23 нм, т.е. зерна в белом слое серьезно измельчены. Зерна в белом слое могут быть измельчены путем быстрого создания аустенитной фазы и закалки, однако нанокристаллические зерна не могут быть получены путем простой термообработки. Исследования показывают, что зерна в

сплавах могут быть значительно измельчены при высокой деформации и скорости деформации. Микродеформация в белом слое составляет 0,35%, что больше, чем в подложке, поэтому можно предположить, что белый слой подвергся сильной пластической деформации. Экструзия и трение между обрабатываемой поверхностью и режущим инструментом достаточно интенсивны в процессе высокоскоростного резания, что приводит к сильной пластической деформации, повышению плотности дислокаций и других дефектов, например, точечных. В результате движения дислокаций внутри зерен образуются дислокационные стенки высокой плотности, которые могут разделять зерна на субзерна. Исходя из вышеизложенного, авторы [32] сделали вывод, что белый слой образуется в основном за счет фазовых превращений и пластической деформации.

В работе [31] для стали GCr15 и для стали AISI4340 (C 0,43 %) с помощью просвечивающего электронного микроскопа получено, что для стали GCr15 при скорости резания $v = 250$ м/мин, подаче $t = 0,1$ мм белый слой состоит из равноосных зерен, размер которых в основном составляет менее 100 нм, а при скорости резания 450 м/мин в белом слое наблюдаются зерна размером более 200 нм.

Таким образом, проведенные исследования различных авторов показали, что в результате деформирующего высокоскоростного резания в поверхностном слое различных сталей, включая белый слой, можно наблюдать как деформированную структуру, так и структуры полной и неполной закалки. Было установлено, что полученное структурное состояние обеспечивает увеличение твердости обработанной поверхности материала. Следует также отметить, что структура

поверхностного слоя в данном случае может определяться многими факторами, в том числе составом стали, выбранными параметрами режимов высокоскоростного деформирующего резания, что и было экспериментально исследовано в данной работе на примере сталей GCr15 и 40CrNiMoA.

1.2 Метод позитронной аннигиляционной спектроскопии в изучении дефектной структуры металлических материалов

Перспективным неразрушающим методом контроля и анализа дефектной структуры металлических материалов при высокоскоростном резании, позволяющим исследовать структуру дефектов различной размерности в широком диапазоне концентраций, является метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС). Исследование спектра времени жизни позитронов (СВЖП) позволяет определить тип и размер позитрон-чувствительных дефектов, а также их концентрацию, в то время как спектроскопия доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) дает возможность наблюдать фазовые превращения и анализировать химическое окружение в местах аннигиляции позитронов. Использование пучков позитронов переменной энергии или специализированных методик послойного анализа ПАС позволяют установить распределение данных дефектов по глубине.

В качестве источников позитронов для экспериментальной реализации метода ПАС чаще всего применяются радиоактивные $\beta^+ \rightarrow$ изотопы [33-35].

Основной характеристикой β^+ - распада является непрерывный энергетический спектр испускаемых позитронов.

Для большинства β^+ - источников ядра остаются в возбужденном состоянии после излучения позитрона. Такие ядра за очень короткое время возвращаются в основное состояния, излучая один или два γ -кванта. Эти ядерные γ -кванты называются вторичными и используются в технологии СВЖП для регистрации момента рождения позитрона. Основные характеристики изотопов, используемых чаще всего в экспериментах ПАС, представлены в таблице 4.

Таблица 4 – Основные характеристики некоторых источников позитронов, используемых в методе ПАС [36]

Изотоп	Период полураспада	Выход позитронов	Максимальная энергия позитронов, МэВ	Энергия вторичного γ -кванта, МэВ	Число вторичных γ -квантов
^{13}N	9,96 мин	1	1,20		0
^{15}O	123 с	1	1,74		0
^{18}F	110 мин	0,97	0,635		0
^{19}Ne	17,4 с	1	2,22		0
^{22}Na	2,6 лет	0,9	0,545	1,274	1
^{26}Al	$8 \cdot 10^5$ лет	0,85	1,17	1,81	1
^{44}Ti	47 лет	0,94	1,47	1,156	1
^{48}V	26 дней	0,50	0,696	$1,312 \pm 0,983$	2
^{58}Co	71 дней	0,15	0,474	0,811	1
^{57}Ni	36 часов	0,46	0,85	1,37	1
^{68}Ge	275 дней	0,88	1,90	1,078	0,017
^{89}Zr	79 часов	0,22	0,9		0

Попадая в материал, позитрон достаточно быстро теряет свою кинетическую энергию до значения:

$$E \approx kT \quad (2)$$

где k – постоянна Больцмана, T – температура.

Время, затрачиваемое позитроном на процесс термализации, зависит от энергии позитрона и параметров среды и обычно не превышает нескольких пс [37]. Среднее время жизни позитронов в металлах лежит в интервале 100 – 200 пс. Таким образом, время термализации позитрона в материале составляет очень малую часть от общего времени жизни позитронов в этом материале.

Аннигиляция позитрона с окружающими его электронами в металле происходит с очень высокой вероятностью только в случае его термализации. Таким образом, энергия аннигилирующего позитрона пренебрежимо мала по сравнению с энергией электрона, с которым он аннигилирует.

Глубина проникновения высокоэнергичных позитронов, излучаемых во время β^+ - распада может быть описана эмпирическим законом, утверждающим, что распределение позитронов по глубине после термализации имеет вид [38]:

$$P(z) = \alpha e^{-\alpha z} \quad (3)$$

где z - глубина проникновения позитрона (от поверхности), α - параметр, определяемый выражением:

$$\alpha(\text{см}^{-1}) = 16 \frac{\rho}{E_{\text{max}}^{1,4}} \quad (4)$$

Символ ρ соответствует плотности материала, г/см^3 , а E_{max} - максимальной энергии позитронов, МэВ, излучаемых взятым источником. Средняя глубина

проникновения позитронов от радиоизотопного источника определяется как $1/\alpha$. Максимальная глубина проникновения превышает среднюю примерно в два раза.

Средние глубины проникновения позитрона в некоторые металлы представлены в таблице 5. В качестве источника позитронов рассматривался ^{44}Ti .

Таблица 5 – Средняя глубина проникновения позитрона (^{44}Ti) в материал [38]

Материал	Средняя глубина проникновения позитрона, мкм
Fe	135,7
Ti	235,4
Zr	164,3
Al	150
Cu	119,8
Ni	120

После того, как позитрон приходит в температурное равновесие с окружающей его средой, он продолжает свое движение, рассеиваясь в основном на фононах решетки. Это рассеяние обычно является квазиупругим и не сказывается заметно на среднем импульсе термализованного позитрона. Движение такого позитрона в веществе близко к изотропному [39]. Средняя длина диффузии позитрона определяется средним расстоянием от точки термализации позитрона до точки аннигиляции и несет информацию об области, исследуемой единичным позитроном. Средняя длина диффузии позитрона для металлов лежит в диапазоне 100-200 нм.

Для медленных пучков позитронов также важно знать пробег позитронов. Согласно [40] средний пробег $\bar{z}$ позитронов с энергией от 1 до 30 кэВ в различных материалах, включая Fe, можно определить по формуле:

$$\bar{z} = \frac{A}{\rho} E^n \quad (5)$$

Здесь E - энергия позитрона в кэВ, ρ – плотность материала, n и A – параметры. В таблице 6 показаны результаты оценки среднего пробега позитронов для Fe при энергиях пучка позитронов от 1 до 30 кэВ. ($\rho = 7,86 \text{ г/см}^3$, $n=1,692$, $A=2,86 \text{ мкг см}^{-2} \text{кэВ}^{-n}$).

Таблица 6 – Оценки среднего пробега позитронов для Fe [40]

Е, кэВ	$\bar{z}$ (мкм)
30	1,1
29	1,05
22	0,68
18	0,57
10	0,20
5	0,05
1	0,03

Из таблицы 6 видно, что пучки медленных позитронов позволяют получать информацию о дефектной структуре тонких поверхностных слоев исследуемых материалов.

После непродолжительной диффузии термализованного позитрона в веществе (длина диффузии позитрона в решетке металла соответствует величине порядка 100 нм) он в конечном счете аннигилирует с одним из окружающих его электронов.

При этом аннигилирующая электрон-позитронная пара преобразуется в пару (в большинстве случаев) аннигиляционных γ -квантов, как схематически показано на рисунке 10.

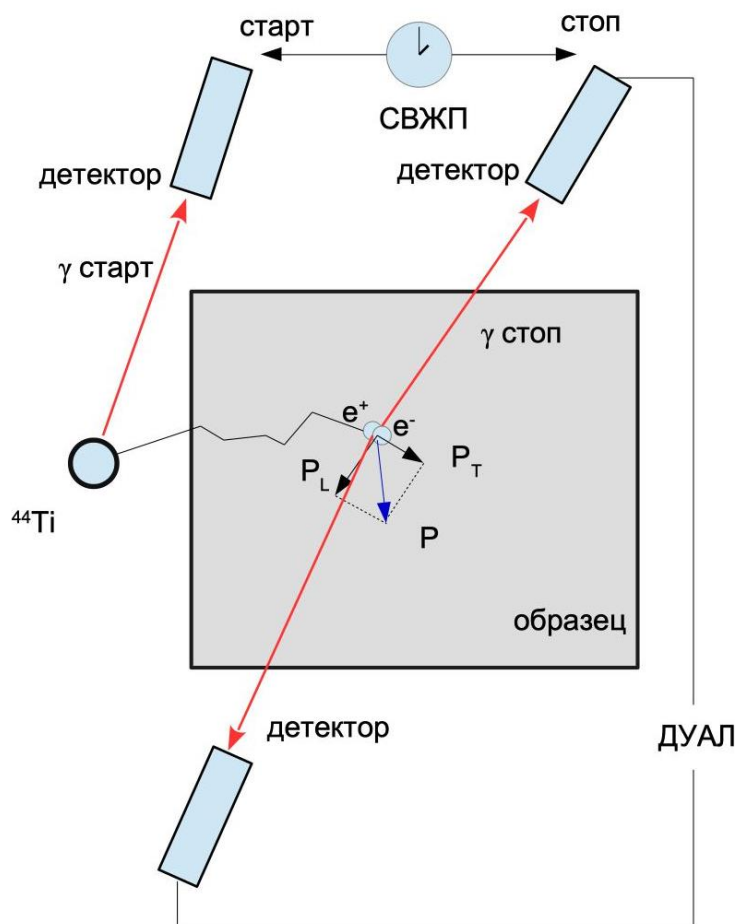


Рисунок 10 – Схематическая иллюстрация величин, измеряемых методом ПАС (время жизни позитронов и доплеровское уширение аннигиляционной линии) [39]

В системе координат центра масс аннигилирующей пары, аннигиляционные γ -кванты разлетаются в противоположных направлениях, и их энергия равна $m_0c^2 = 511$ кэВ для каждого, где m_0 - масса покоя электрона, а c - скорость света. Ненулевой импульс p аннигилирующей электрон-позитронной пары является причиной доплеровского сдвига энергии аннигиляционных γ -квантов, измеренных

в лабораторной системе координат. Энергия аннигиляционного γ -кванта, отличается от m_0c^2 на величину:

$$\Delta E = \frac{1}{2}cp_L \quad (6)$$

где p_L - компонента импульса аннигилирующей пары, направленного вдоль разлета аннигиляционных γ -квантов.

Время жизни позитрона в материале является функцией, зависящей от электронной плотности исследуемого материала. Суть метода представлена на рисунке 10 и основана на измерении отрезка времени между двумя событиями: рождением и аннигиляцией позитрона. Для измерения времени жизни чаще всего применяется β^+ -источник, излучающий также вторичный γ -квант одновременно с позитроном. Этот γ -квант является сигналом Старт на временной шкале и свидетельствует о рождении позитрона. Сигналом стоп является один из двух аннигиляционных γ -квантов с энергией около 511 кэВ [41]. Относительно низкая активность источников позитронов позволяет выделить импульсы Старт и Стоп, соответствующие одному позитрону, т.к. предполагается, что в каждый момент времени в веществе находится не более одного позитрона. Среднее время между двумя последующими излучениями позитронов составляет примерно 1 микросекунду, тогда как времена жизни позитронов лежат в диапазоне 0,1-1 нс [42]. Для измерения столь малых промежутков времени необходимо использовать быстрые детекторы и системы сбора данных с точными временными характеристиками. В настоящее время для регистрации γ -квантов в технологии СВЖП применяются сцинтилляционные детекторы, что представлено на рисунке 11.

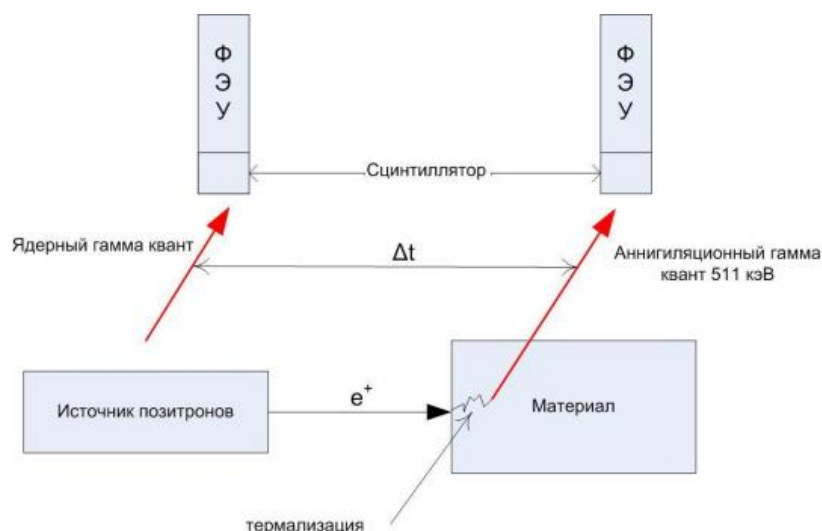


Рисунок 11 – Принцип измерения времени жизни позитрона в материале [42]

Далее осуществляется обработка сигналов детекторов, заключающаяся в их амплитудной селекции. Систему необходимо настроить таким образом, чтобы с одного детектора отбирались импульсы, соответствующие только событиям Старт, а с другого соответственно только событиям Стоп. Далее отобранные импульсы используются в качестве точек начала и конца отсчета на временной шкале. Полученные значения времени жизни позитронов собираются в спектр времени жизни, где по оси абсцисс откладывается время жизни, по оси ординат – интенсивность.

Спектр времени жизни позитронов представляет собой распределение аннигиляционных событий по времени. Пример экспериментального спектра времени жизни позитронов представлен на рисунке 12.

Теоретически спектр времени жизни позитронов может быть описан суммой экспоненциальных компонент с относительными интенсивностями I_i и значениями времени жизни τ_i согласно выражению:

$$S_{\text{теор}} = \sum_i \frac{I_i}{\tau_i} e^{-\frac{t}{\tau_i}} \quad (7)$$

На рисунке 12 показан пример экспериментального спектра времени жизни позитронов в образце циркония. Аппроксимация спектра математической моделью представлена синей линией. Аппроксимирующая функция состоит из трех компонент для источника позитронов: 1) аннигиляция позитронов в материале защитной капсулы (титан с временем жизни позитронов 140 - 150 пс), 2) аннигиляция позитронов в материале соли изотопа TiCl_4 (с временем жизни позитронов 300 - 400 пс), 3) аннигиляцию позитронов из связанного с электроном состояния (позитроний), образующегося в крупных порах соли изотопа TiCl_4 (время жизни позитрона 1 - 2 нс), что также представлено на рисунке 12.

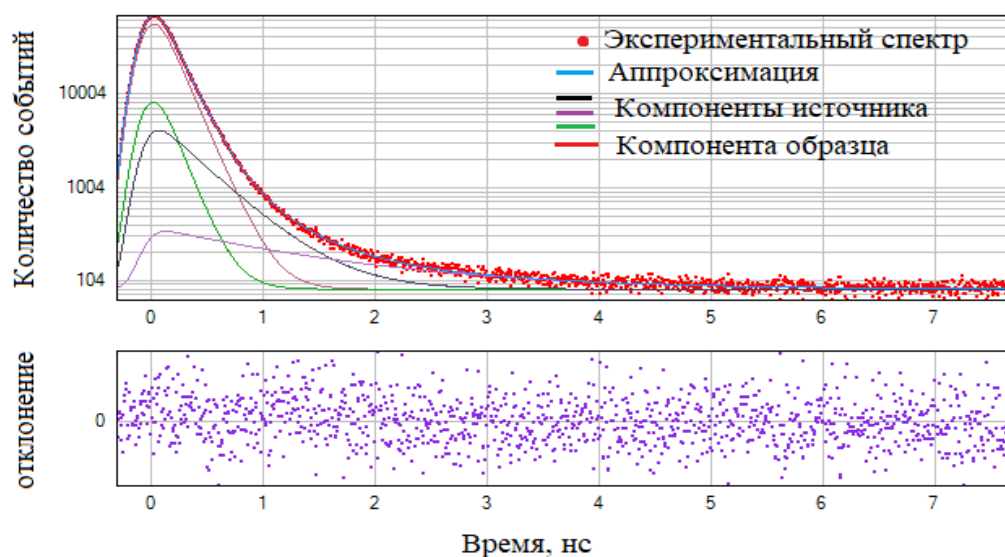


Рисунок 12 – Пример экспериментального спектра времени жизни позитронов в образце циркония. Аппроксимация спектра математической моделью представлена синей линией. Аппроксимирующая функция состоит из трех компонент источника позитронов (позитроний, соль источника, защитная капсула). Время жизни позитронов для образца циркония равно 160 пс. [43]

При наличии позитрон-чувствительных дефектов в исследуемых материалах, например, созданных в цирконии за счет наводораживания [43], появляются в СВЖП компоненты времени жизни позитронов, локализованных в этих дефектах, значения которых обычно больше величин для исходных образцов.

При этом концентрацию позитрон-чувствительных дефектов можно определить по следующей формуле [44]:

$$C_{A,B} = k_{A,B}/\mu_{A,B} \quad (8)$$

Здесь k – скорость захвата позитронов дефектами (A) и (B) - типа, $\mu_{A,B}$ – коэффициент захвата позитронов дефектами, соответственно, для моновакансии железа, включая примесь углерода, $\mu_V = 1,1 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$ [44], для центра из трёх вакансий железа $\mu_{3V} = 3 \cdot \mu_V = 3,3 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$.

Формулы для расчета скорости захвата позитронов:

$$k_A = \frac{I_A}{I_F} \cdot \left(\frac{1}{\tau_F} - \frac{(I_F + I_A)}{\tau_A} - \frac{I_B}{\tau_B} \right) \quad (9)$$

$$k_B = \frac{I_B}{I_F} \cdot \left(\frac{1}{\tau_F} - \frac{(I_F + I_B)}{\tau_B} - \frac{I_A}{\tau_A} \right) \quad (10)$$

Здесь τ_F и интенсивность I_F соответствуют аннигиляции позитронов в бездефектной решетке исследуемых материалов, τ_A и τ_B и их интенсивности соответствуют двум типам позитрон-чувствительных дефектов.

Время жизни позитронов в веществе зависит от пространственной плотности электронов в месте аннигиляции позитронов. При наличии свободного объема (поры) в веществе время жизни позитронов определяется размером поры. Обычно для расчетов используется простая модель, предложенная в работе [45]: полость, в которой локализуется позитрон, аппроксимируется сферической потенциальной ямой радиуса R_0 с бесконечно высоким потенциальным барьером. Волновая

функция позитрона на стенках ямы обращается в нуль. При этом предполагается, что аннигиляция позитронов происходит на внешних электронах молекул среды, образующих стенку полости. Так, например, для железа - время жизни позитронов в объеме кристалла $\tau_0 = 110$ пс, а расчетные значения времени жизни τ_d позитронов, локализованных в вакансионных дефектах, представлены в таблице 7.

Таблица 7 – Дефекты вакансионного типа, времена жизни позитронов и радиусы вакансий в железе [45]

	Время жизни позитронов, τ_d (пс)	Радиусы вакансий, $\text{\AA}$
Fe-кристалл	110	
Fe-моновакансии	175	1,4
Fe-дивакансии	197	1,8
Fe-тривакансии	232	2,3
Fe-тетравакансии	262	2,7
Fe-гексавакансии	304	3,2

В работе [46] были также рассчитаны времена жизни позитронов, локализованных в ядрах краевой дислокации: с помощью подхода, изложенного в работах под руководством Ниеминена.

Результаты расчетов для железа показали: для квазисвободных позитронов - 110 пс, что хорошо согласуется и с данными табл.7 и экспериментальными результатами для Fe, для позитронов, локализованных в ядрах краевой дислокации – 117 пс, что значительно меньше экспериментального значения для деформированных образцов Fe - 175 пс и очевидно свидетельствует в пользу захвата позитронов вакансионными дефектами в деформированном Fe (расчет в работе [46] показал значение 185 пс для позитрона, локализованного в одиночной вакансии).

В работе [47] проведено исследование глубинного профиля среднего времени жизни позитронов в чистом железе и нержавеющей стали, подвергнутых испытанию на сухое скольжение.

Для измерений использовались следующие металлы: чистое поликристаллическое железо (99,99 % чистоты), нержавеющая сталь (0,06 % C, 1,0 % Si, 2,0% Mn, 0,043% P, 0,015% S, 0,1% N, 17 % Cr и 10 % Ni).

Для каждого исходного образца было получено следующее значение времени жизни позитронов: $109 \pm 0,5$ пс (для железа), $109,7 \pm 0,2$ пс (для стали). Эти значения соответствуют литературным данным [47].

Затем каждый образец устанавливался в триботестер, и его базовая поверхность диска диаметром 10 мм скользила по вращающемуся диску диаметром 50 мм, изготовленному из закаленной при 1200 °C стали N10. Образец прижимался к диску с нагрузкой 100 Н, а продолжительность испытания на скольжение варьировалась от 1 до 45 минут. Скорость вращения диска относительно поверхности образца составляла около 5 см/с. Испытание на скольжение проводилось на воздухе.

На рисунке 13 в качестве примера показан глубинный профиль среднего времени жизни позитронов для Fe после испытания на скольжение в течение 45 мин и подверженных травлению.

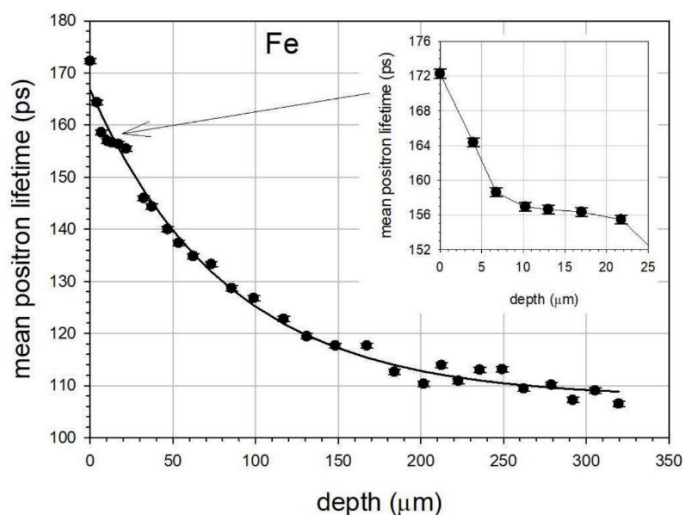


Рисунок 13 – Глубинный профиль среднего времени жизни позитронов, полученный для чистого хорошо отожженного образца Fe, подвергнутого испытанию на сухое скольжение [47]

Как видно из рисунка 13, наблюдается увеличение среднего времени жизни позитронов при приближении к поверхности.

На рисунке 14 показаны для поверхностного слоя Fe, толщиной до 25 мкм, значения первой и второй компонент времени жизни, разрешенные в измеренных спектрах времени жизни позитронов, и их интенсивности.

Значение 140 пс было сопоставлено с наличием моновакансии, а 440 пс с кластером вакансий, состоящем более чем из 15 вакансий. Таким образом в работе [47] был сделан вывод, что ближе к поверхности Fe присутствуют кластеры вакансий, индуцированные скольжением.

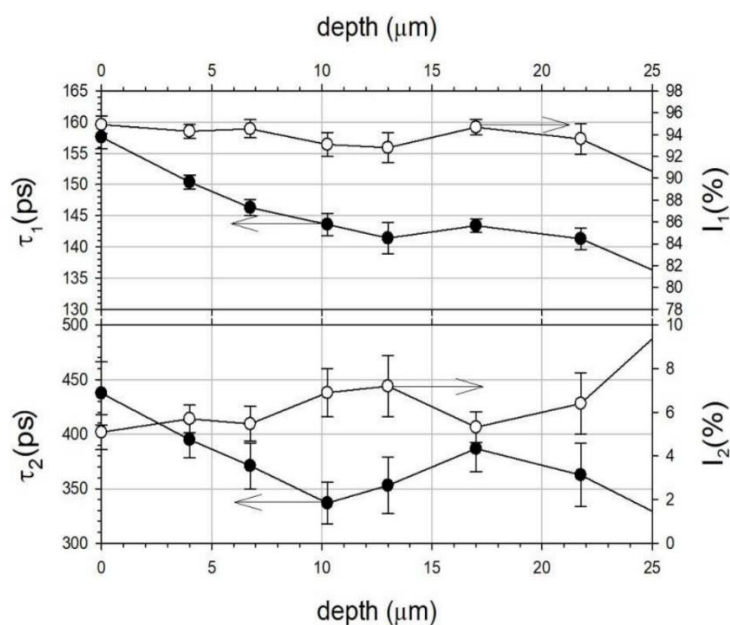


Рисунок 14 – Разрешенные значения спектра времени жизни позитронов τ_1 (закрытые кружки) и интенсивности I_1 (открытые кружки) (a) и τ_2 и интенсивности I_2 (b) в зависимости от глубины от изношенной поверхности для хорошо отожденного образца Fe, который подвергался испытанию на скольжение с приложенной нормальной нагрузкой 100 Н в течение 45 мин. Рассчитанное среднее время жизни позитронов из этих данных представлено на вставке рисунка 13 [47]

Исследования нержавеющей стали, подвергнутой сухому скольжению, как и в случае железа, выявили профиль дефектов, который расширяется вглубь от поверхности на глубину около 400 мкм.

Следует подчеркнуть, что в отличие от Fe, все спектры времени жизни позитронов содержат только одну компоненту времени жизни. Ее значение увеличивается до значения 179 пс с ростом времени испытания на скольжение, но насыщается после 30 минутного испытания [47].

Согласно литературным данным, значение 174 пс соответствует времени

жизни позитрона, локализованного в моновакансии железа (таблица 7 [45].)

Как было показано ранее (рисунок 10, формула (6)), доплеровский сдвиг энергии аннигиляционных γ -квантов вызывает уширение аннигиляционного фотопика в энергетическом спектре, пропорциональное импульсу p_L аннигилирующей пары. Данное уширение аннигиляционной линии может быть измерено твердотельным германий-литиевым детектором [48] или детектором на основе особо чистого германия [49]. Эксперимент по измерению доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) прост в проведении, скорость сбора данных высока, и достаточно небольшой активности источника (≤ 10 мкКи) для его проведения. Пример экспериментального спектра ДУАЛ представлен на рисунке 14 по данным работы [50]. Анализ спектра начинается с вычета фона. Как видно из рисунка 15, уровень шума слева от пика 511 кэВ выше уровня шума справа. Причиной тому является неполный сбор заряда с детектора, малоугловое рассеяние аннигиляционных фотонов, а также фоновый уровень радиации.

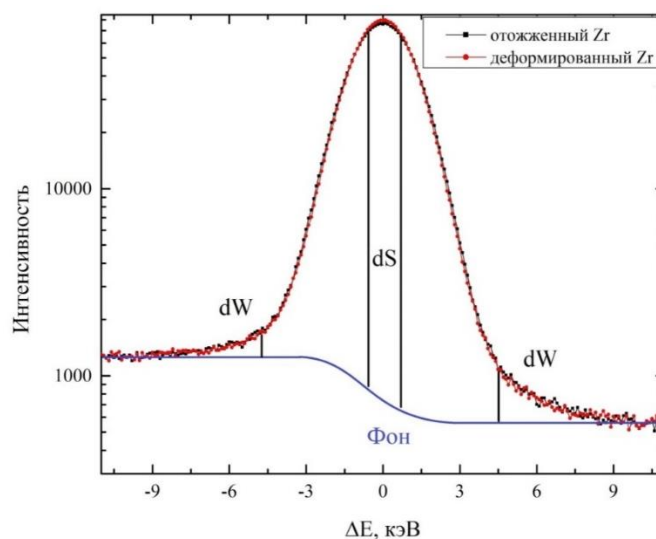


Рисунок 15 – Пример экспериментального спектра ДУАЛ для образцов циркония, набранного с применением источника позитронов на основе изотопа ^{44}Ti [50]

Для вычета фона в спектрах ДУАЛ применяется сложная функция, представленная на рисунке 4 и определяемая как:

$$B_i = B_a + (B_b - B_a)A_i/A_t, \quad (11)$$

где B_a и B_b - средний уровень фона слева и справа от пика, соответственно, B_i - уровень фона в i - й точке экспериментального спектра, A_i - площадь пика ниже i -й точки, A_t - общая площадь всего пика.

После вычета фона, анализ спектра сводится к оценке т.н. параметров формы (S- и W-параметры). S-параметр определяется как отношение площади спектра в окрестности вершины пика 511 кэВ (dS, рисунок 15) к общей площади пика, а W-параметр определяется как отношение площади двух симметрично расположенных интервалов на крыльях пика 511 кэВ (dW, рисунок 15) к общей площади пика. Как правило, диапазоны энергий, используемые для расчета S- и W-параметров, определяются таким образом, чтобы значения S- и W-параметров колебались в районе 0,5 и 0,03, соответственно [51]. Физический смысл S- и W-параметров можно описать, как долю процессов аннигиляции позитронов с валентными и основными электронами, соответственно, от общего количества аннигиляционных событий. В работе [50] были использованы диапазоны (510,2 - 511,8 кэВ) для определения S-параметров и (507 - 508,2 и 513,8 - 515 кэВ) для определения W-параметров.

С точки зрения влияния на спектры доплеровского уширения аннигиляционной линии, захват позитронов дефектами приводит к росту значения S-параметра и уменьшению значения W-параметра. По данным работы [50] получено, что для исходного образца циркония $S = 0,498 \pm 0,001$ и $W =$

$0,0303 \pm 0,0007$, а для деформированного образца: $S = 0,552 \pm 0,001$ и $W = 0,0151 \pm 0,0007$.

При этом внешне спектр, в котором концентрация дефектов выше, становится более узким (рисунок 15).

Это происходит за счет того, что в окрестности дефекта, характеризуемого свободным объемом, концентрация валентных электронов выше концентрации основных электронов, по сравнению с бездефектной решеткой. Этот факт позволяет использовать метод ДУАЛ для оценки изменения доминирующего типа дефектов в образце. С этой целью используется т.н. R-параметр, определяемый как:

$$R = \frac{dS}{dW}, \quad (12)$$

где dS - изменение S параметра, dW - изменение W -параметра. Изменение R -параметра в ходе одного эксперимента или изменение тангенса угла наклона зависимости $S(W)$ говорит о смене преобладающего типа дефектов, захватывающих позитроны.

В работе [52] сообщается об исследовании медленным позитронным пучком образцов Zr, чистотой 99,2%, подвергнутых сухому скольжению путем измерения ДУАЛ и СВЖП. Для исходных образцов измеренные спектры времени жизни позитронов содержали только одну компоненту времени жизни, равную 162 ± 1 пс. Это хорошо согласуется с данными, приведенными в литературе в качестве объемного времени жизни для Zr [50].

Затем один из образцов Zr был помещен в триботестер, и базовая поверхность образца скользила по вращающемуся диску с нагрузкой 25 Н. Скорость вращения диска относительно поверхности образца составляла около 5 см/с. Обработка

проводилась на воздухе в течение определенного времени, окисления не наблюдалось.

Спектры доплеровского уширения исследуемых образцов были измерены при комнатной температуре с помощью пучков медленных позитронов в ОИЯИ. Позитроны, сформированные в пучке диаметром 5 мм с интенсивностью 10^5 e^+/c , имели энергию в диапазоне от 50 эВ до 35 кэВ. Аннигиляционные гамма-кванты регистрировались детектором из высокочистого германия (HPGe), энергетическое разрешение которого составляло 1,20 кэВ при энергии 511 кэВ [52].

На рисунке 16 показана зависимость S-параметра в зависимости от энергии падающих позитронов и глубины зондируемого позитронами поверхностного слоя, измеренная для исходных и подвергнутых воздействию сухого скольжения образцов Zr.

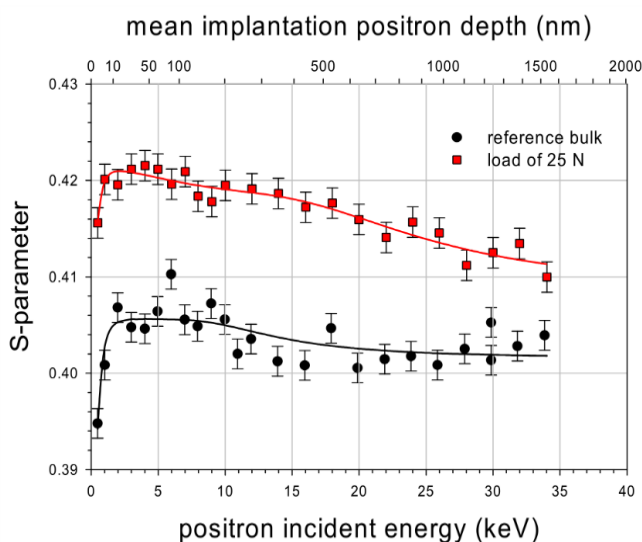


Рисунок 16 – Зависимость S-параметра ДУАЛ в зависимости от энергии позитронов, измеренная для исходных (замкнутые круги) и подвергнутых воздействию сухого скольжения (замкнутые квадраты) образцов Zr [52]

Из рисунка 16 видно, что значения S-параметра для образца, подвергнутого сухому скольжению (замкнутые квадраты), расположены выше результатов для контрольного образца (замкнутые круги). При этом оба образца демонстрируют увеличение S-параметра при низких энергиях позитронов -менее 4 кэВ, т.е. на глубине около 10 нм, с последующим постепенным уменьшением при более высоких энергиях. Данный факт был в работе [52] объяснен тем, что на воздухе в результате процесса пассивации поверхность Zr покрывается тонким монослоем ZrO_2 , который экранирует внутреннюю поверхность. S-параметр в этом слое ниже, чем в металле.

Яркой особенностью полученных результатов, хорошо видимой на рисунке 16, является увеличение значения S-параметра для поверхностных слоев, толщиной более 10 нм (до 1500 нм), с 0,4058 для исходных образцов до 0,4215 для обработанных образцов, что очевидно свидетельствует об их повышенной дефектности. Таким образом, механическая обработка сухим скольжением существенно изменяет характеристики поверхностного слоя, что хорошо фиксируется методом ПАС.

Выводы по главе 1

Анализ результатов исследований применения основных методов и методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для исследования дефектов в металлических материалах после высокоскоростного резания показал, что

1. Образование поверхностного белого слоя при высокоскоростном резании сталей сопровождается термическим эффектом, который проявляется в фазовых

превращениях, вызванных быстрым нагревом и закалкой материала при удалении стружки; с другой стороны, обрабатываемый материал подвергается пластической деформации, что приводит к измельчению зерна, повышению твердости в белом слое и появлению дефектов, например, дислокаций и точечных дефектов вакансионного типа как в белом слое, так и в подложке.

2. В исходном состоянии предварительно закаленных сталей является мартенсит, а после высокоскоростного резания в поверхностном (белом) слое наряду с мартенситом появляются аустенит и карбид железа, что в основном обусловлено достижением температуры в зоне контакта с режущим инструментом выше температуры аустенизации.

3. Метод ПАС является подходящим инструментом для исследования дефектной структуры металлических материалов подверженных высокоскоростному резанию.

Несмотря на то, что вопросы, связанные с установлением закономерностей изменения дефектной и кристаллической структуры в сталях в зависимости от параметров высокоскоростного резания, изучались во многих работах, но системного исследования на примере сталей с разным содержанием основной примеси – углерода, не проводилось, в частности не было работ по использованию возможностей метода ПАС.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Состав и структура сталей марок GCr15 и 40CrNiMoA

GCr15 (обозначение, используемое в КНР) - это универсальная хромистая сталь, относящаяся к высокоуглеродистой хромистой подшипниковой стали, которая обладает высокой твердостью, высокой износостойкостью, высокой прочностью и высокой теплостойкостью. Российский аналог – подшипниковая сталь ШХ15. Сталь GCr15 обычно используется для изготовления различных типов подшипников и деталей, требующей высокой износостойкости.

Химический состав и механические свойства стали GCr15 показаны в таблицах 8 и 9.

Таблица 8 – Химический состав стали GCr15 (% масс.)

Материал	C	Si	Mn	P, S	Cr	Ni	Mo
GCr15	1,05	0,35	0,45	0,025	1,65	0,3	0,10

Таблица 9 – Механические свойства стали GCr15

Удельная теплоёмкость $c(\text{Дж}/(\text{кг} \cdot \text{K}))$	460	
Плотность $\rho(\text{кг}/\text{м}^3)$	7830	
Температура плавления $^{\circ}\text{C}$	1400	
Коэффициент теплопроводности при температуре $\lambda, \text{Вт}/(\text{м} \cdot ^{\circ}\text{C})$	100 $^{\circ}\text{C}$	44
	400 $^{\circ}\text{C}$	42
	600 $^{\circ}\text{C}$	35
	800 $^{\circ}\text{C}$	31
Коэффициент линейного расширения $\alpha, 10^{-6} 1/^{\circ}\text{C}$	100 $^{\circ}\text{C}$	11,7
	200 $^{\circ}\text{C}$	12,5
	300 $^{\circ}\text{C}$	13,3
	400 $^{\circ}\text{C}$	13,9
	500 $^{\circ}\text{C}$	14,6

Углерод является одним из основных элементов в стали GCr15, который помогает повысить твердость и прочность стали. Хром является обязательным компонентом стали GCr15, который повышает устойчивость стали к окислению и коррозии. Кремний и марганец являются дополнительными элементами при термической обработке стали, они помогают повысить прочность, твердость и прокаливаемость стали. Фосфор и сера являются вредными неметаллическими примесями, которые обязательно контролируются.

40CrNiMoA (обозначение, используемое в КНР) - это хромоникельмолибденовая сталь. Российский аналог — сталь 40X2H2MA. Обладает отличными механическими свойствами, износостойкостью, коррозионной стойкостью и теплостойкостью. Сталь 40CrNiMoA широко используется для изготовления деталей как в автомобилях, мотоциклах, сельскохозяйственной и строительной технике, в нефтехимическом оборудовании, ветрогенераторах, в авиационных и ракетных двигателях.

Сталь 40CrNiMoA обладает высокой прочностью, хорошей вязкостью и износостойкостью, а также высокой коррозионной стойкостью. Кроме того, эта легированная сталь обладает достаточно хорошей обрабатываемостью.

Химический состав и механические свойства стали 40CrNiMoA показаны в таблицах 10 и 11.

Таблица 10 – Химический состав стали 40CrNiMoA (% масс.)

Материал	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
40CrNiMoA	0,42	0,32	0,75	0,69	0,16	1,45

Таблица 11 – Механические свойства стали 40CrNiMoA

Удельная теплоёмкость $c(\text{Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К}))$	477	
Плотность $\rho(\text{кг}/\text{м}^3)$	7830	
Температура плавления $^{\circ}\text{C}$	1427	
Коэффициент теплопроводности при температуре $\lambda, \text{Вт}/(\text{м} \cdot ^{\circ}\text{C})$	100 $^{\circ}\text{C}$	33
	400 $^{\circ}\text{C}$	31
	600 $^{\circ}\text{C}$	28
	800 $^{\circ}\text{C}$	26
Коэффициент линейного расширения $\alpha, 10^{-6} 1/^{\circ}\text{C}$	100 $^{\circ}\text{C}$	11,1
	200 $^{\circ}\text{C}$	12,1
	300 $^{\circ}\text{C}$	12,9
	400 $^{\circ}\text{C}$	13,5
	500 $^{\circ}\text{C}$	13,9

2.2 Высокоскоростная сухая механическая обработка резанием сталей

марок GCr15 и 40CrNiMoA

На токарном станке с ЧПУ MULTUS B400 - W (рисунок 17, таблица 12) были проведены однофакторные испытания цилиндрических заготовок диаметр которых составлял 90 мм (сталь марок GCr15 и 40CrNiMoA) в зависимости от скорости резания, подачи и глубины резания, без использования смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ). В качестве режущего инструмента использовались вставки из кубического нитрида бора (PCBN). Передний угол инструмента $\gamma = 5^{\circ}$, задний угол – $\alpha = 7^{\circ}$, угол резания главной режущей кромки – $\delta = 85^{\circ}$. Термическая обработка включала - нагрев до 850°C , выдержка в течение 2 часов. Охлаждение образцов проводили в 10% растворе поваренной соли в воде. Отпуск вели при температуре 320°C в течение 4 часов. Твердость образцов после отпуска составляла 60 HRC.



Рисунок 17 – Фото станка с ЧПУ MULTUS B400 - W

Таблица 12 – Технические характеристики станка ЧПУ MULTUS B400 - W

Производитель	OKUMA (Япония)
Модель	MULTUS B 400 W
Год выпуска	2007
Операции	токарная, сверлильная, резьбонарезная, фрезерная
Метод формования	Обработка резанием
Система управления	OSP-P200L
Макс. диаметр точения над суппортом	710 мм
Макс. обрабатываемый диаметр	710 мм
Макс. расстояние между центрами	1550 мм
Дискретность задания поворота инструмента по оси В	0,001°
Дискретность задания поворота главного шпинделя по оси С	0,001°
Перемещение инструмента по оси Х	690 мм
Перемещение инструмента по оси Y	230 мм (±115 мм)
Перемещение инструмента по оси Z	1545 мм
Диапазон поворота инструмента по оси В	-30°/+195°
Перемещение задней бабки по оси Z	1550 мм
Мощность двигателя насоса системы охлаждения	2,2 кВт
Габаритные размеры станка (Д x Ш x В)	6270x2585x3050 мм
Масса станка	15000 кг

Длина каждой заготовки составляла 300 мм, а диаметр - 92 мм для стали GCr15, а диаметр - 89мм для стали 40CrNiMoA. После проведенных испытаний с различными параметрами резания и контролем температуры с помощью инфракрасной камеры (Fluke TIX 560) (рисунок 19) были приготовлены плоские прямоугольные образцы (10×10×2мм) (рисунок 18 список номеров в таблицах 13 и 14).

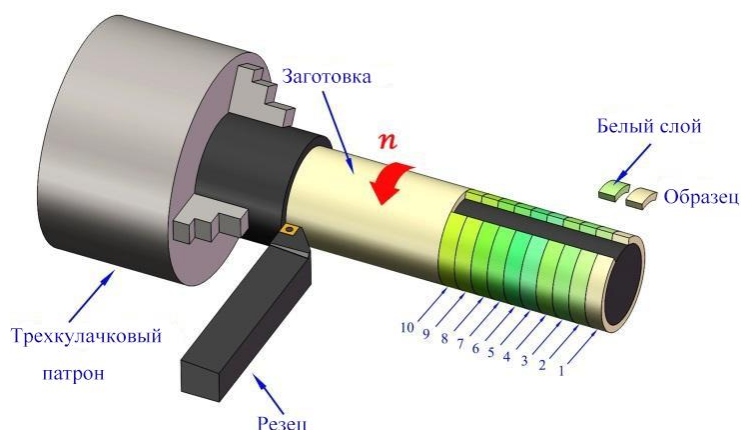


Рисунок 18 – Графическое представление процесса резания заготовки для подготовки образцов



Рисунок 19 – Фото измерения температуры при резании заготовок на станке

Таблица 13 – Параметры резания и температура для стали GCr15

Номер образца	Скорость вращения шпинделя(n) (об/мин)	Скорость резания(v) (м/мин)	Подача(f) (мм/об)	Глубина резания(t) (мм)	Температура (T) $\pm 7,5$ ($^{\circ}\text{C}$)
1	1800	520	0,20	0,25	750,3
2	1800	520	0,20	0,20	745,9
3	1600	462	0,20	0,20	740,1
4	1400	404	0,20	0,20	737,5
5	1200	347	0,20	0,20	736,9
6	1800	520	0,10	0,20	734,3
7	1800	520	0,15	0,20	740,7
8	1800	520	0,24	0,20	747,2
9	1800	520	0,20	0,15	740,5
10	1800	520	0,20	0,10	736,2

Таблица 14 – Параметры резания и температура для стали 40CrNiMoA

Номер образца	Скорость вращения шпинделя(n) (об/мин)	Скорость резания(v) (м/мин)	Подача(f) (мм/об)	Глубина резания (t) (мм)	Температура (T) $\pm 7,5$ ($^{\circ}\text{C}$)
1	1800	503	0,20	0,20	748,3
2	1600	447	0,20	0,20	745,3
3	1400	391	0,20	0,20	742,7
4	1200	335	0,20	0,20	741,1
5	1800	503	0,10	0,20	735,5
6	1800	503	0,15	0,20	739,4
7	1800	503	0,24	0,20	750,2
8	1800	503	0,20	0,10	746,9
9	1800	503	0,20	0,15	747,2
10	1800	503	0,20	0,25	752,7

2.3 Методы исследования микроструктуры поверхностного слоя сталей после высокоскоростной сухой механической обработки

Основными методами исследования микроструктуры и анализа структурно-фазового состояния поверхностного слоя стали в данной работе выбраны: оптическая микроскопия (ОМ), оптическая эмиссионная спектрометрия тлеющего разряда (ОЭС-ТР) и профилометрия.

Оптическая микроскопия. Оптическая микроскопия включает в себя методы анализа микрообъектов, основанные на взаимодействии видимого света (пропускание, отражение, флуоресценция, преломление и т.д.) с образцом.

Оптическая микроскопия является основным инструментом для оценки зернистой структуры сталей. Обычно структуру, которую видят в световой микроскоп, называют микроструктурой. Механические свойства любой стали сильно зависят от ее микроструктуры.

Сущность метода оптической микроскопии заключается в том, что использование оптической системы, состоящей из объектива и окуляра, обеспечивает увеличенное в десятки и даже сотни раз изображения фрагмента объекта. Изображение в микроскопе можно получить как в отраженном, так и в проходящем свете. Снимок фрагмента объекта можно зафиксировать с помощью фотокамеры.

Металлографический микроскоп Axio Vert A1 (Carl Zeiss, Germany) состоит из двух основных элементов — объектива и окуляра (рисунок 20). Они закреплены в подвижном тубусе, расположенном на металлическом основании, на котором имеется предметный столик. Увеличение металлографического микроскопа без дополнительных линз между объективом и окуляром равно произведению их увеличений и составляло от 50 до 2000. Максимальная разрешающая способность равна 0,25 мкм, это предел разрешающей способности светового микроскопа.

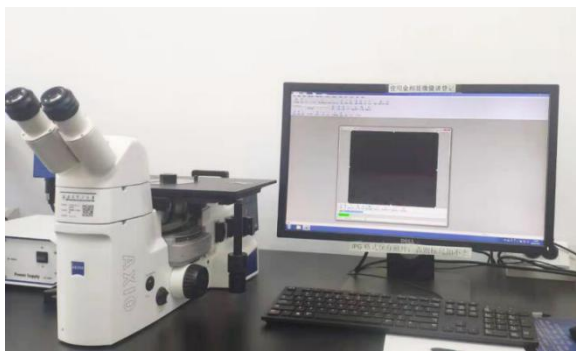


Рисунок 20 – Фото металлографического микроскопа Axio Vert A1 (Carl Zeiss, Germany)

Оптическая эмиссионная спектрометрия с тлеющим разрядом (ОЭС-ТР) — аналитический метод для определения элементного состава в объеме пробы с возможностями послойного анализа. Принцип этого метода заключается в том, что атомизация пробы осуществляется с помощью устойчивой плазмы тлеющего разряда в аргоне, где образец выполняет роль катода. Метод основан на эрозии поверхностей в результате бомбардировки частицами с высокой энергией, причем вещество непрерывно удаляется в зависимости от времени бомбардировки и используется для количественного и качественного анализа химического состава материалов.

Оптический эмиссионный спектрометр тлеющего разряда GD - Profiler 2 (Horiba, Japan) показан на рисунке 21, его параметры приведены в таблице 15, схема принципа действия показана на рисунке 22.



Рисунок 21 – Фото оптического эмиссионного спектрометра тлеющего разряда GD - Profiler 2 (Horiba, Japan)

Таблица 15 – Характеристики оптического эмиссионного спектрометра тлеющего разряда GD - Profiler 2 (Horiba, Japan)

Параметры	Значения
	Profiler 2
Спектральный диапазон, нм	110–900
Оптическое разрешение, нм	180–250
Полихроматор, см	50
Монохроматор (опция), см	64
Регистрирующая система	HDD, ФЭУ с автоматической подстройкой усиления
Чувствительность, ppm	1–10 для большинства элементов
Количество каналов	45
Скорость анализа, мкм/мин	1–9
Глубина анализа, мкм	до 150–200
Радиочастотный источник	в стандартной комплектации
Анализ газовых примесей С, Н, N, О	возможен
Анализ непроводящих и хрупких образцов	возможен, благодаря импульсному источнику тлеющего разряда
Анод стандартный, мм	4
Аноды дополнительные, мм	2, 7, 8
Программное обеспечение	русифицированное

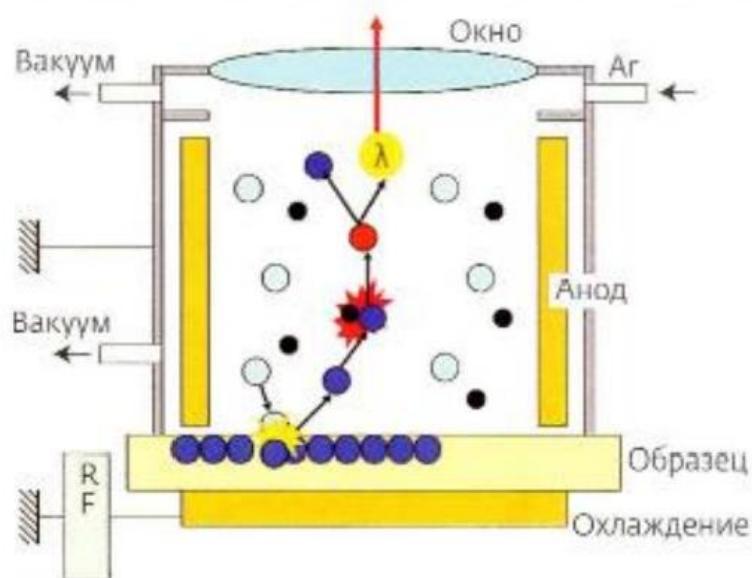


Рисунок 22 – Схема принципа действия спектрометра тлеющего разряда GD - Profiler 2 [53]

Параметры эксперимента: эксперимент проводится в режиме постоянного тока, давление аргона 650 Па, мощность 40 Вт, высокая скорость сканирования до 9 мкм/мин.

В данном методе распыление и возбуждение атомов поверхностного слоя являются двухэтапным процессом [54 - 57]. Плазму инициируют путем приложения высокого потенциала между анодной трубкой и образцом в атмосфере инертного газа (аргона) Это приводит к электрическому пробое газа и созданию положительно заряженных ионов аргона.

В электрическом поле ионы аргона ускоряются к поверхности образца катода. Когда ионы попадают на поверхность с достаточной энергией, происходит распыление материала поверхностного слоя в плазму. При этом обеспечивается непрерывное удаление материала, которое необходимо для профилирования глубины. После входа в плазму распыленный материал подвергается процессам

возбуждения посредством столкновений с энергичными электронами плазмы и ионизация. Метод ОЭС-ТР основан на обнаружении фотонов, испускаемых этими возбужденными состояниями в плазме. Фотоны имеют характерные длины волн, которые регистрируются с помощью спектрометра.

Для измерения параметров шероховатости поверхности образца используются профилометры, а также профилометры-профилографы, которые записывают микроконтур поверхности исследуемого образца.

Шероховатость поверхности – это совокупность неровностей поверхности с относительно малыми шагами на базовой длине. Измеряется в микрометрах (мкм). Шероховатость относится к микрогеометрии твёрдого тела и определяет его важнейшие эксплуатационные свойства. Прежде всего, износостойкость от истирания, прочность, плотность (герметичность) соединений, химическую стойкость, внешний вид. Исходная шероховатость является следствием технологической обработки поверхности материала.

Используемый в работе профилометр Hommel Tester T1000 (Hommelwerke GmbH, Germany) показан на рисунке 23, а его характеристики в таблице 16.



Рисунок 23 – Фото профилометра Hommel Tester T1000 (Hommelwerke GmbH, Germany)

Таблица 16 – Характеристики профилометра Hommel Tester T1000 (Hommelwerke GmbH, Germany)

Рабочая температура, °C	0...50
Относительная влажность, %, макс.	85
Точность измерений, мкм	0,01
Программы измерения	5
Интерфейсы	V24/RS232 и IRDA (инфракрасный)
Габаритные размеры, Ш×Г×В, мм	253×193×80
Масса, кг	1,6

2.4 Методики позитронной аннигиляционной спектроскопии

В настоящее время метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) является незаменимым методом изучения дефектов материалов и фазовых переходов благодаря своей чувствительности к дефектам атомного масштаба [58].

В данной работе использовались три разновидности метода ПАС:

1. Методика регистрации и анализа временного распределения жизни позитронов с использованием источника позитронов ^{44}Ti .
2. Методика регистрации и анализа доплеровского уширения аннигиляционной гамма-линии (ДУАЛ) с использованием источника позитронов ^{44}Ti .
3. Методика регистрации и анализа доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) с использованием позитронных пучков переменной энергии до 30 кэВ.

В данной работе был использован источник позитронов на основе изотопа ^{44}Ti [59], изготовленный на ЗАО «Циклотрон», г. Обнинск. Данный источник активностью 1,5 МБк представляет собой соль $^{44}\text{TiCl}_4$, упакованную в герметичную титановую капсулу. К преимуществам этого источника позитронов относительно

аналога на основе изотопа ^{22}Na относятся: большой выход позитронов (98 % против 90 %); более высокая энергия излучаемых позитронов (1,47 МэВ против 0,545 МэВ), обеспечивающая исследование более глубоких слоев материала и нивелирующая поверхностные эффекты; большой период полураспада (47 лет против 2,6 лет), продлевающее время жизни источника; наличие закрытой капсулы, обеспечивающей защиту от радиационного загрязнения.

В ходе эксперимента источник размещается между двумя идентичными образцами исследуемого материала, образуя т.н. “сэндвич-геометрию” и обеспечивая тем самым попадание в исследуемый материал позитронов, излученных в различных направлениях. Следствием этого является то, что всегда имеется доля позитронов, аннигилирующая в материале источника позитронов (радиоактивная соль; пустоты, где формируется позитроний; титановая фольга). Эта доля зависит, в том числе, от атомного номера исследуемого образца, который определяет вклад позитронов, отражаемых поверхностью материала и попадающих обратно в капсулу. Вклад источника необходимо определять для каждого отдельного источника позитронов с применением эталонных образцов хорошо отождествленных материалов с различным атомным номером [60–63].

Для определения временного распределения жизни позитронов в веществе используется метод запаздывающих совпадений. Суть метода заключается в измерении скорости счета запаздывающих совпадений между ядерным γ -квантом с энергией, который испускается почти одновременно с позитроном, и аннигиляционным γ -квантом с энергией 0,511 МэВ. Время жизни позитронов зависит от плотности электронов в месте нахождения позитрона.

Ядерный γ - квант, соответствующий переходу с первого возбужденного уровня на основной, возникает вслед за позитронным распадом за время, меньшее, чем 10^{-11} с, и служит реперной нулевой точкой на временной шкале.

Спектрометрический комплекс позитронной спектроскопии на основе двух функциональных модулей: анализа временного распределения аннигиляции позитронов и доплеровского уширения аннигиляционной линии, выполненного в полностью цифровом варианте, (лаборатория НЗ, 3 корпус ТПУ) показан на рисунке 24, а его схема на рисунке 25.



Рисунок 24 – Внешний вид цифрового спектрометрического комплекса для измерения временного распределения жизни позитронов и доплеровского уширения аннигиляционной линии (лаборатория НЗ, 3 корпус ТПУ)

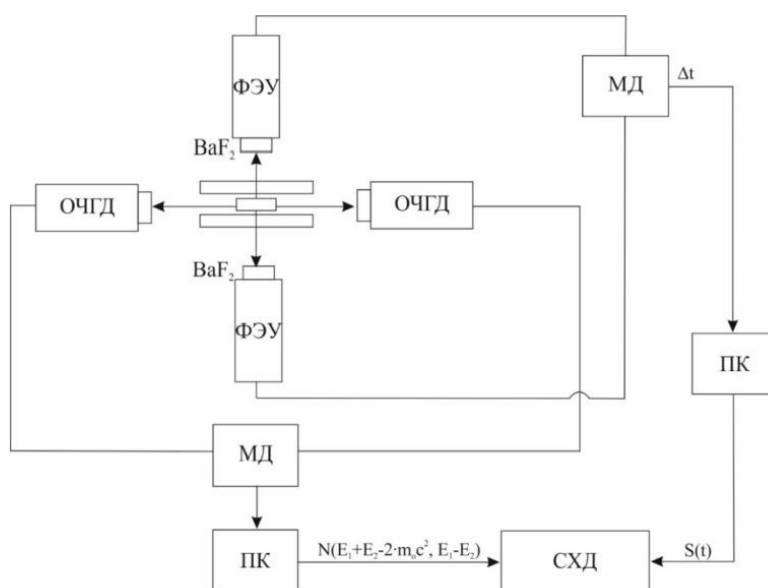


Рисунок 25 – Схема спектрометрического комплекса:

ОЧГД – детектор на основе особо чистого германия, ФЭУ – фотоэлектронный умножитель, МД – многоканальный дигитайзер, ПК – персональный компьютер, СХД – сервер для хранения и обработки данных [35]

Регистрация γ -квантов при измерении СВЖП осуществляется сцинтилляционными детекторами на основе BaF_2 (диаметр 30 мм; толщина 25 мм) и быстрых фотоэлектронных умножителей (ФЭУ) модели H3378-50 фирмы Hamamatsu (Japan). Основным преимуществом BaF_2 перед стандартными пластиковыми сцинтилляторами является более высокое энергетическое разрешение при сравнимых временных характеристиках [64]. Фотоэлектронный умножитель модели H3378-50 имеет встроенные делители напряжения и алюминиевый корпус с магнитной защитой. Питание детекторов осуществляется специальным высоковольтным модулем.

Между исследуемым образцом и детекторами располагается свинцовый экран, предотвращающий регистрацию переотраженных γ -квантов.

Для определения времени жизни позитрона в образце использовался метод задержанных совпадений. Метод основан на регистрации совпадающих событий: рождение γ -кванта с энергией 1,157 МэВ (сигнал “старт”), соответствующего рождению позитрона, и γ -кванта с энергией 0,511 МэВ (сигнал “стоп”), соответствующего аннигиляции позитрона.

Спектрометрические модули реализованы на основе высокоскоростных дигитайзеров: 10-битный дигитайзер U1065A-002 (DC252) для метода спектроскопии времени жизни позитронов (СВЖП) и 12-битный дигитайзер U1066A-001(DC440) для метода совпадающего доплеровского уширения аннигиляционной линии (СДУАЛ). Управление каждым модулем осуществляется с помощью ПК, оцифрованные сигналы записываются и обрабатываются непосредственно на внешнем хранилище данных.

Технические характеристики цифрового спектрометрического комплекса с использованием источника позитронов на основе изотопа ^{44}Ti с активностью 1,5 МБк и максимальной энергией 1,47 МэВ [65]:

- Временное разрешение цифрового модуля для анализа временного распределения аннигиляции позитронов составляет 214 ± 3 пс, скорость счета 185 ± 8 соб/с;
- Энергетическое разрешение модуля спектрометрии доплеровского уширения аннигиляционной линии с использованием схемы совпадений составляет $1,76 \pm 0,06$ кэВ, скорость счета 145 ± 27 соб/с (одноканальный режим) и 30 соб/с (режим совпадений) [72-73].

Для исследования времени жизни позитронов в образцах набиралось по 3 спектра для каждого образца. Каждый спектр содержит не менее $5 \cdot 10^6$ событий. Обработка спектров проводилась с использованием программного продукта LT10 [66]. Обработка включает в себя вычитание фона и вклада источника, разложение спектров на несколько экспоненциальных компонент, настройка параметров данного спектрометра подробно описана в статье [67].

Импульс аннигилирующей электрон-позитронной пары относительно лабораторной системы координат не только обуславливает отклонение угла разлета двух γ -квантов при 2γ -аннигиляции пары от 180° , но и приводит к доплеровскому смещению их энергии (ДУАЛ).

Сигнал с детектора направляется непосредственно на высокоскоростную многоканальную систему преобразования данных.

Анализ формы спектров ДУАЛ проводился с использованием программного обеспечения «SP». Это программное обеспечение позволяет оценивать параметры формы линии спектра, такие как параметры S и W, соответствующие вкладам процессов аннигиляции с валентными и остовными электронами, соответственно.

В данной работе использовался также моноэнергетический пучок позитронов переменной энергии до 30 кэВ диаметром 5 мм и интенсивностью 0,99 МБк. Диапазон энергий имплантированных позитронов составлял от 0,1 до 30 кэВ. На рисунке 26 показано фото источника позитронов переменной энергии, разработанного в ОИЯИ (Дубна, Россия). Проводились измерения ДУАЛ, а аннигиляционное γ -излучение регистрировалось HPGe детектором модели GEM25P4-70 (AMETEK ORTEC, США) с энергетическим разрешением 1,20 кэВ,

интерполированным на энергию 511 кэВ. Полученные спектры ДУАЛ анализировались путем извлечения параметров S и W, определяемых как зона под центральной или крыльевой частью линии аннигиляции, деленная на общую площадь под этой линией, соответственно.

Методика измерения ДУАЛ позитронов переменной энергии зарекомендовала себя как одна из лучших методик изучения дефектной структуры материала на определенной (малой) глубине.

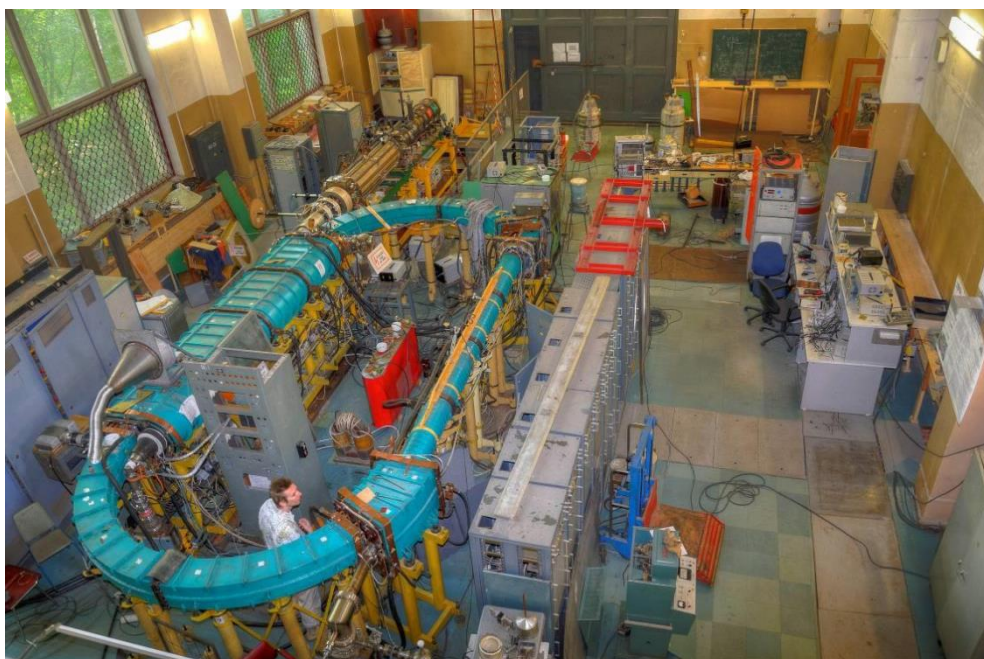


Рисунок 26 – Комплекс для измерения доплеровского уширения аннигиляционной линии с использованием переменной энергии позитронов в ОИЯИ в Дубне

Выводы по главе 2

1. Образцы сталей размером $10 \times 10 \times 2$ мм сталей GCr15 и 40CrNiMoA с различным содержанием углерода для данного исследования были подготовлены в Институте машиностроения Шэньянского политехнического университета (ШПУ)

Китая (в рамках выполнения совместного гранта РФФИ и Государственного фонда естественных наук Китая № 21-58-53039) методом сухой механической обработки с различными параметрами высокоскоростного резания такими как скорость резания от 335 до 520 м/мин, подача от 0,1 до 0,24 мм/об и глубина резания от 0,1 до 0,25 мм.

2. В работе использовались оптический микроскоп, оптический эмиссионный спектрометр тлеющего разряда и профилометр. Эти приборы позволяют проводить измерения толщины белого слоя образца, содержания элементов внутри материала, параметров шероховатости образцов.

3. В работе использовалась аппаратура для измерения временного распределения жизни позитронов и доплеровского уширения аннигиляционной линии позитронов: как радиоизотопного источника ^{44}Ti так и пучков позитронов с энергией от 0,1 до 30 кэВ (ОИЯИ, Дубна). Анализ аннигиляционных характеристик позитронов в исследуемых материалах позволяет получить информацию об их дефектной структуре на атомном уровне.

ГЛАВА 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ GCr15 и 40CRNiMOA ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РЕЗАНИЯ

3.1 Анализ микроструктуры (с помощью оптического микроскопа) стали GCr15 после высокоскоростного резания

3.1.1 Влияние скорости резания на среднюю толщину белого слоя

Используя однофакторный метод и рассматривая скорость резания как одну переменную, были получены с помощью оптического микроскопа Axio Vert A1 (Carl Zeiss Germany), с увеличением (x500) фотографии микроструктуры стали GCr15 при различных скоростях резания (рисунок 27). Как видно из рисунка 27 в микроструктуре поверхностного слоя отчетливо проявился белый слой, толщина которого не является постоянной величиной.

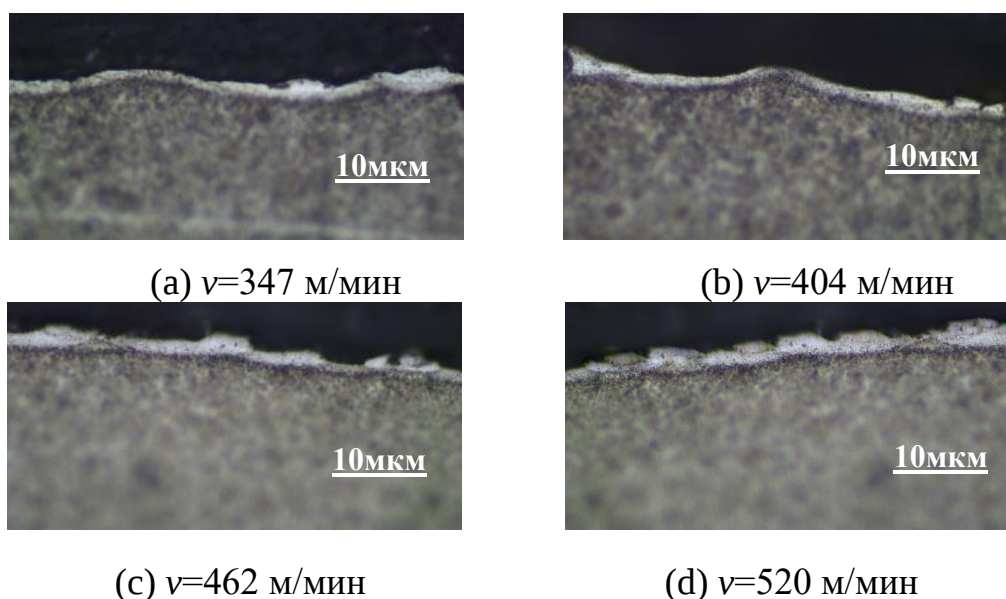


Рисунок 27 – Микроструктура стали GCr15 при различных скоростях резания
($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм)

В таблице 17 представлены усредненные данные толщины белого поверхностного слоя стали GCr15 при различных скоростях резания.

Таблица 17 – Результаты измерения средней толщины белого слоя поверхностного слоя стали GCr15 при различных скоростях резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм)

Скорость резания v (м/мин)	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм
347	9,35
404	13,35
462	15,02
520	14,82

Как видно из таблицы 17, средняя толщина белого слоя составляет в диапазоне 9-15 мкм, при этом с увеличением скорости резания толщина белого слоя также увеличивается. По мере увеличения скорости резания, скорость роста средней толщины белого слоя сначала увеличивается, а затем немного уменьшается.

3.1.2 Влияние подачи на среднюю толщину белого слоя

Используя также однофакторный метод: подача - единая переменная, были получены фотографии микроструктуры стали GCr15 при различных подачах (рисунок 28). В таблице 18 представлены усредненные результаты измерения средней толщины белого слоя.

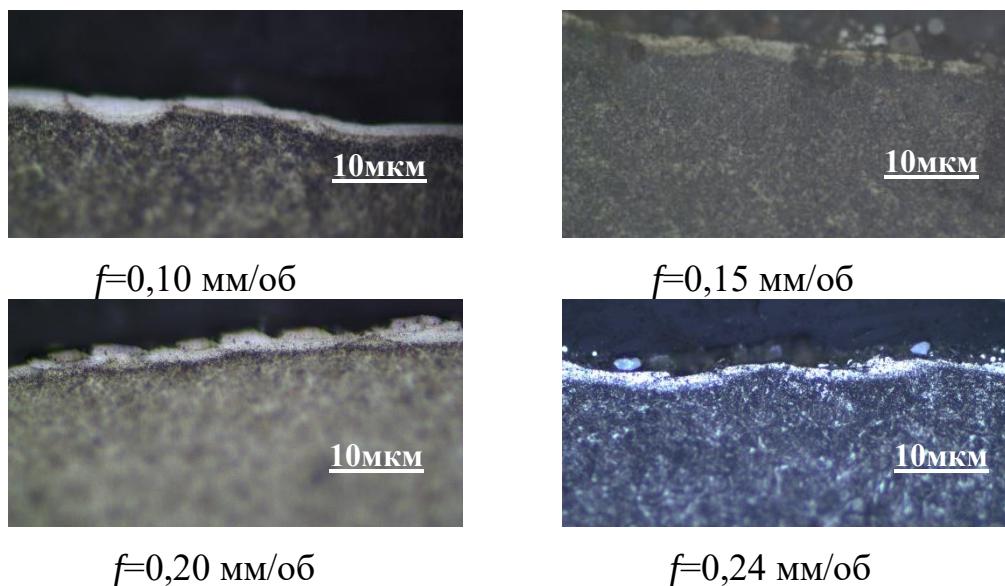


Рисунок 28 – Микроструктура стали GCr15 при различных подачах ($v=520$ м/мин, $t=0,2$ мм)

Таблица 18 – Результаты измерения средней толщины белого слоя стали GCr15 при различных подачах ($v=520$ м/мин, $t=0,2$ мм)

Подача резания $f(\text{мм/об})$	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25 \text{ мкм}$
0,10	11,69
0,15	12,43
0,20	14,82
0,24	15,61

Как видно из таблицы 18 средняя толщина белого слоя составляет в диапазоне 12-16 мкм, при этом усредненная толщина белого слоя имеет тенденцию к росту с увеличением подачи.

3.1.3 Влияние глубины резания на среднюю толщину белого слоя

Рассматривая глубину резания как единую переменную, были получены фотографии микроструктуры стали GCr15 при различных глубинах резания (рисунок 29). В таблице 19 представлены усредненные результаты измерения средней толщины белого слоя при различных глубинах резания.

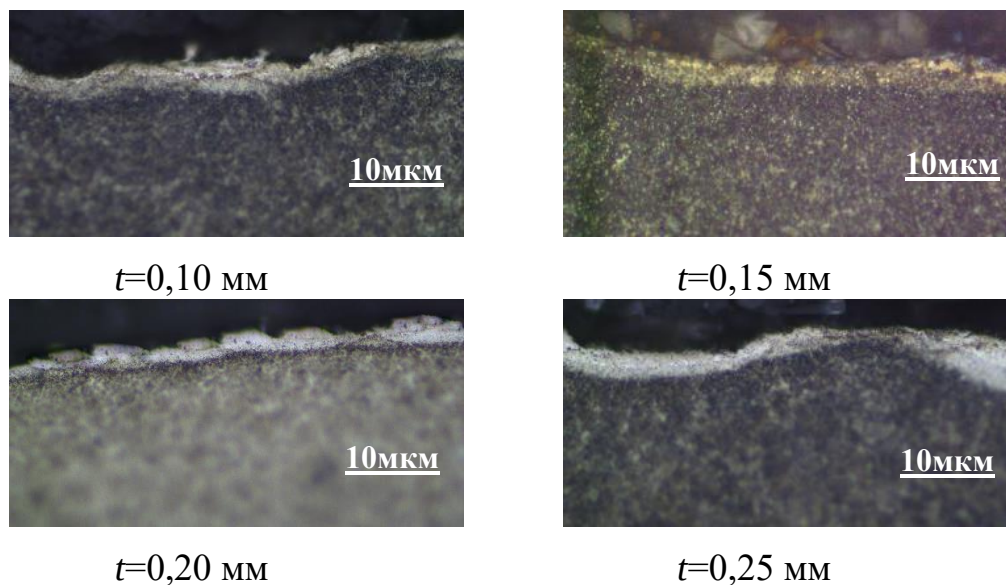


Рисунок 29 – Микроструктура стали GCr15 при различных глубинах резания
($v=520$ м/мин, $f=0,2$ мм/об)

Таблица 19 – Результаты измерения средней толщины белого слоя стали GCr15 при различных глубинах резания ($v=520$ м/мин, $f=0,2$ мм/об)

Глубина резания $t/\text{мм}$	Средняя толщины белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм
0,10	7,88
0,15	13,02
0,20	14,82
0,25	15,61

Как видно из таблицы 19, средняя толщина белого слоя составляет в диапазоне 8-16 мкм, с увеличением глубины резания средняя толщина белого слоя сначала значительно увеличивается, а затем тенденция к росту замедляется, можно предположить, что, когда глубина резания достигает определенного значения, средняя толщина белого слоя обработанной поверхности может больше не измениться.

3.2 Анализ микроструктуры (с помощью оптического микроскопа) стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания

3.2.1 Влияние скорости резания на среднюю толщину белого слоя

Используя однофакторный метод и рассматривая скорость резания как одну переменную, были получены с помощью оптического микроскопа Axio Vert A1 (Carl Zeiss Germany), с увеличением (x500) фотографии микроструктуры стали 40CrNiMoA при различных скоростях резания (рисунок 30). Как видно из рисунка 30 в микроструктуре поверхностного слоя отчетливо также виден белый слой.

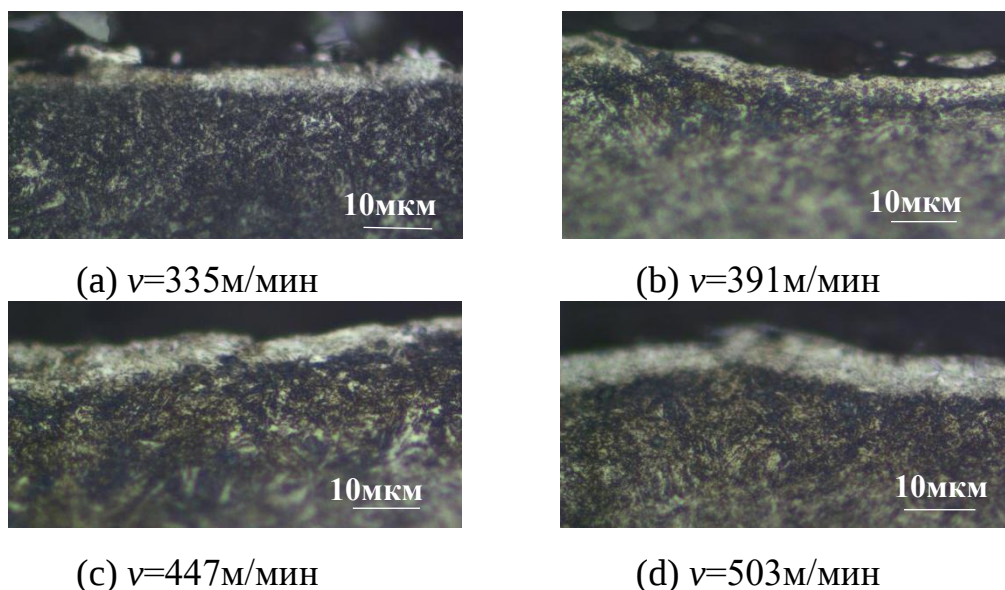


Рисунок 30 – Микроструктура стали 40CrNiMoA при различных скоростях резания ($f=0,2\text{ мм/об}$, $t=0,2\text{ мм}$)

В таблице 20 представлены усредненные результаты измерения средней толщины белого слоя.

Таблица 20 – Результаты измерения средней толщины белого слоя стали 40CrNiMoA при различных скоростях резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм)

Скорость резания v (м/мин)	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм
335	6,69
391	7,52
447	9,92
503	11,23

Как видно из таблицы 20 средняя толщина белого слоя составляет в диапазоне 7-11 мкм, с увеличением скорости резания, толщина белого слоя увеличивается.

3.2.2 Влияние подачи на среднюю толщину белого слоя

Используя также однофакторный метод: подача - единая переменная, были получены фотографии микроструктуры стали GCr15 при различных подачах (рисунок 31). В таблице 21 представлены усредненные результаты измерения средней толщины белого слоя.

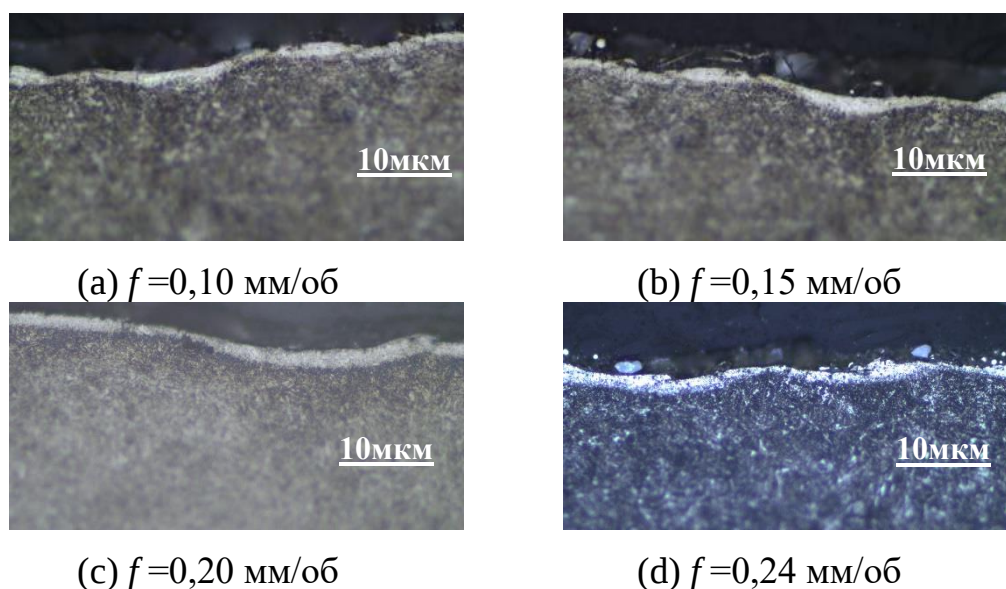


Рисунок 31 – Микроструктура стали 40CrNiMoA при различных подачах
($v=503$ м/мин, $t=0,2$ мм)

Таблица 21 – Результаты измерения средней толщины белого слоя стали 40CrNiMoA при различных подачах ($v=503$ м/мин, $t=0,2$ мм)

Подача $f(\text{мм/об})$	Средняя толщина белого слоя $(L) \pm 0,25$ мкм
0,10	9,96
0,15	10,59
0,20	11,23
0,24	12,78

Как видно из таблицы 21 средняя толщина белого слоя составляет в диапазоне 10-13 мкм, с увеличением подачи толщина белого слоя увеличивается.

3.2.3 Влияние глубины резания на среднюю толщину белого слоя

Рассматривая глубину резания как единую переменную, были получены фотографии микроструктуры стали GCr15 при различных глубинах резания

(рисунок 32). В таблице 22 представлены усредненные результаты измерения толщины белого слоя.

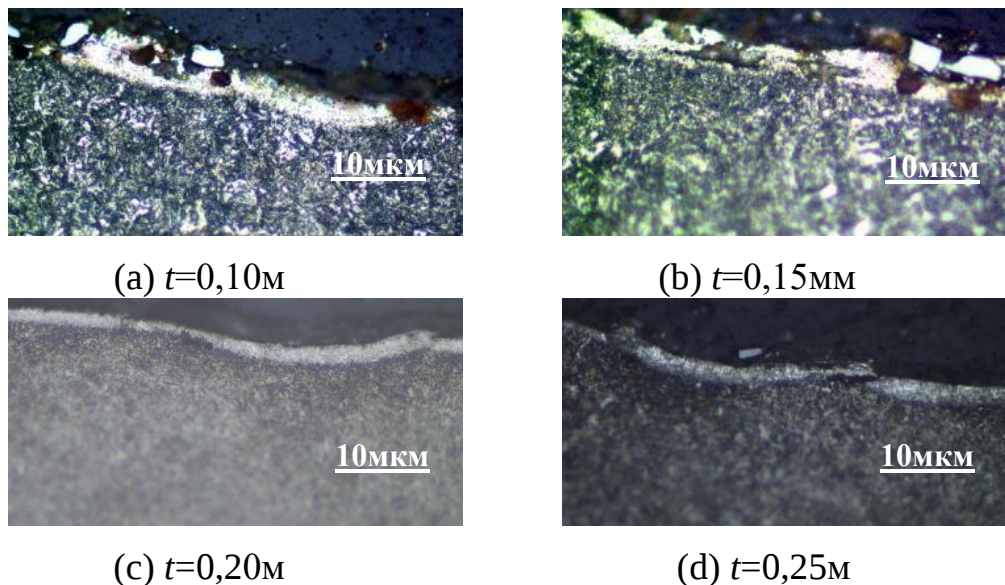


Рисунок 31 – Микроструктура стали 40CrNiMoA при различных глубинах резания ($v=503$ м/мин, $f=0,20$ мм/об)

Таблица 22 – Результаты измерения средней толщины белого слоя стали 40CrNiMoA при различных глубинах резания ($v=503$ м/мин, $f=0,20$ мм/об)

Глубина резания $t/\text{мм}$	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25 \text{ мкм}$
0,10	5,87
0,15	8,21
0,20	11,23
0,25	12,78

Как видно из таблицы 22 средняя толщина белого слоя составляет в диапазоне 6-13 мкм, с увеличением глубины резания, толщина белого слоя также увеличивается.

3.2.4 Сравнительный анализ влияния параметров резания на среднюю толщину белого слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA

На рисунках 33-35 показаны средние толщины белого слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA при различных скоростях, подачах и глубинах резания.

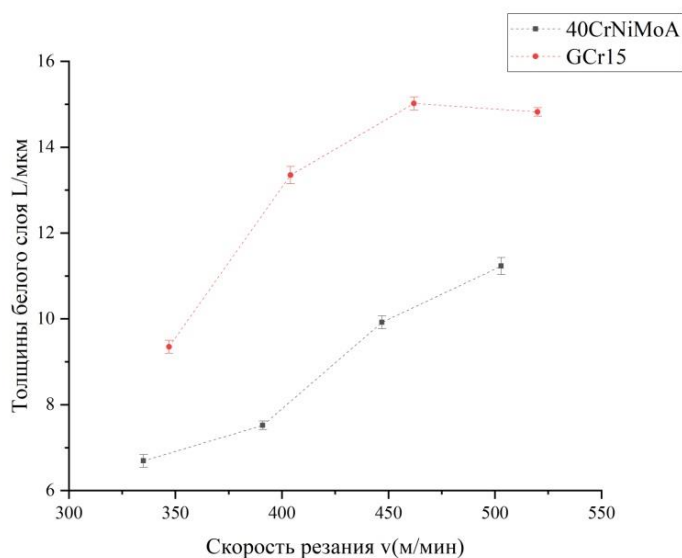


Рисунок 33 – Средняя толщина белого слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA при различных скоростях резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм)

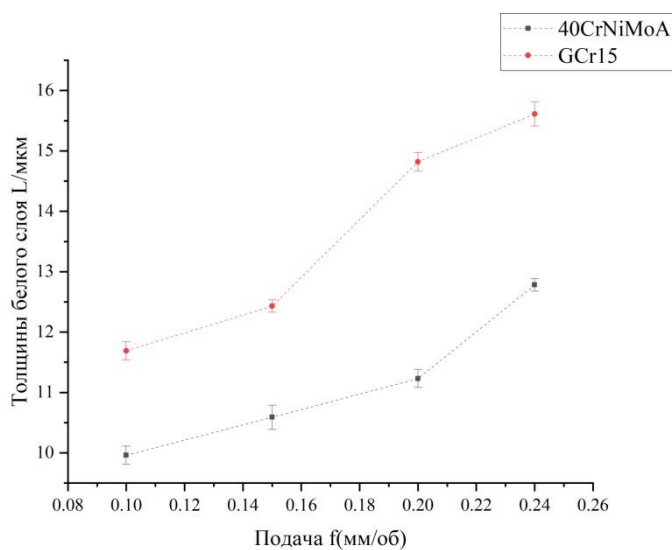


Рисунок 34 – Средняя толщина белого слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA при различных подачах ($v=503$ м/мин, $t=0,2$ мм)

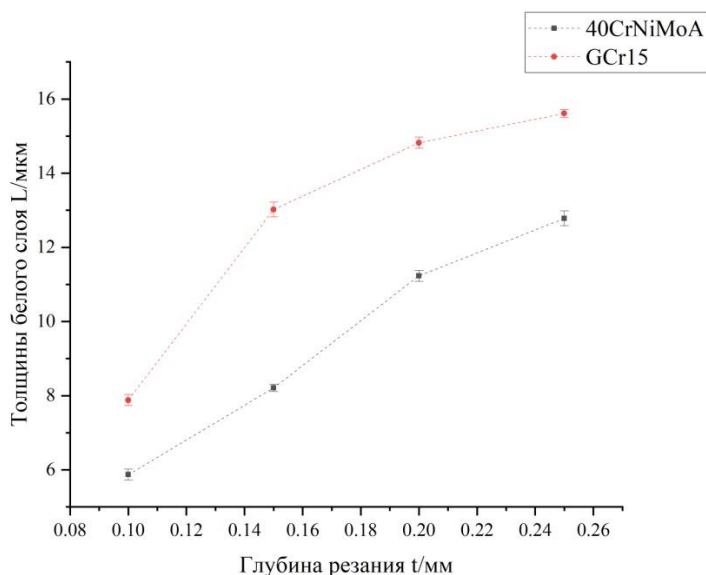


Рисунок 35 – Средняя толщина белого слоя сталей GCr15 и 40CrNiMoA при различных глубинах резания ($v=503$ м/мин, $f=0,2$ мм/об)

Как видно из рисунков 33-35, при одинаковых условиях резания средняя толщина белого слоя подшипниковой стали GCr15 больше, чем у конструкционной легированной стали 40CrNiMoA. Это связано с большим содержанием углерода в стали GCr15 (1,05%) по сравнению со сталью 40CrNiMoA (0,42%).

3.3 Анализ среднего значения высотного параметра шероховатости и средней толщины белого слоя стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания

В таблицах 23, 24 и 25 приведены значения параметра шероховатости R_a – среднего арифметического из абсолютных значений отклонений профиля шероховатости в пределах базовой длины, полученного с помощью профилометра Hommel Tester T1000 (Hommelwerke GmbH Germany) для образцов стали 40CrNiMoA в зависимости от параметров резания и толщины белого слоя.

Таблица 23 – Результаты измерения среднего параметра шероховатости R_a поверхности стали 40CrNiMoA при изменении скорости резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм) и средней толщины белого слоя

Скорость резания v (м/мин)	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм	$(R_a) \pm 0,01$ мкм
335	6,69	1,97
391	7,52	2,05
447	9,92	2,12
503	11,23	2,12

Как видно из таблицы 23 с увеличением скорости резания и соответственно с увеличением значений средней толщины белого слоя увеличивается и высотный параметр шероховатости R_a . Однако по мере того, как скорость резания продолжает увеличиваться, тенденция к увеличению среднего параметра шероховатости замедляется и можно предположить, когда скорость резания достигает определенных значений шероховатости обработанной поверхности может оставаться неизменной.

Таблица 24 – Результаты измерения среднего параметра шероховатости R_a поверхности стали 40CrNiMoA при изменении подачи ($v=503$ м/мин, $t=0,2$ мм) и средней толщины белого слоя

Подача f (мм/об)	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм	$(R_a) \pm 0,01$ мкм
0,10	9,96	0,75
0,15	10,59	1,32
0,20	11,23	1,97
0,24	12,78	2,11

Как видно из таблицы 24, при увеличении подачи средняя толщина белого слоя и средний параметр шероховатости R_a обработанной поверхности увеличиваются

Таблица 25 – Результаты измерения среднего параметра шероховатости R_a поверхности стали 40CrNiMoA при изменении глубины резания ($v=503$ м/мин, $f=0,20$ мм/об) и средней толщины белого слоя

Глубина резания $t/\text{мм}$	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм	$(R_a) \pm 0,01$ мкм
0,10	5,87	1,97
0,15	8,21	2,05
0,20	11,23	2,10
0,25	12,78	2,11

Как видно из таблицы 25, с увеличением глубины резания наблюдается увеличение толщины белого слоя, что коррелирует с ростом значения параметра R_a .

Таким образом, как видно из таблиц 23-25 высотный параметр шероховатости R_a обработанной поверхности исследованных сталей изменяется ($R_a = 0,75 - 2,12$ мкм) и растет с увеличением толщины белого слоя ($L = 6 - 13$ мкм).

3.4 Анализ среднего значения высотного параметра шероховатости и средней толщины белого слоя стали GCr15 после высокоскоростного резания

В таблицах 26, 27 и 28 приведены значения среднего параметра шероховатости R_a – среднего арифметического из абсолютных значений отклонений профиля

шероховатости в пределах базовой длины, полученного с помощью профилометра Hommel Tester T1000 (Hommelwerke GmbH Germany) с точностью 0,01 мкм для образцов стали GCr15 в зависимости от параметров резания и толщины белого слоя.

Таблица 26 – Результаты измерения среднего параметра шероховатости R_a поверхности стали GCr15 при изменении скорости резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм) и средней толщины белого слоя

Скорость резания v (м/мин)	Толщины белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм	$(R_a) \pm 0,01$ мкм
347	9,35	1,66
404	13,35	2,05
462	15,02	2,08
520	14,82	2,08

Как видно из таблицы 26, с увеличением скорости резания и соответственно толщины белого слоя увеличивается и высотный параметр шероховатости R_a . Однако по мере того, как скорость резания продолжает увеличиваться, тенденция к увеличению параметра шероховатости замедляется и можно предположить, что, когда скорость резания достигает определенных значений шероховатость обработанной поверхности может оставаться неизменной.

Таблица 27 – Результаты измерения среднего параметра шероховатости R_a поверхности стали GCr15 при изменении подачи ($v=520$ м/мин, $t=0,2$ мм) и средней толщины белого слоя

Подача $f(\text{мм/об})$	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм	$(R_a)\pm 0,01$ мкм
0,10	11,69	0,83
0,15	12,43	1,37
0,20	14,82	1,66
0,24	15,61	1,97

Как видно из таблицы 27, при увеличении подачи толщина белого слоя и параметр шероховатости R_a обработанной поверхности увеличиваются.

Таблица 28 – Результаты измерения параметра шероховатости R_a поверхности стали GCr15 при изменении глубины резания ($v=520$ м/мин, $f=0,20$ мм/об) и средней толщины белого слоя

Глубина резания $t/\text{мм}$	Средняя толщина белого слоя $(L)\pm 0,25$ мкм	$(R_a)\pm 0,01$ мкм
0,10	7,88	1,66
0,15	13,02	2,05
0,20	14,82	2,08
0,25	15,61	2,12

Как видно из таблицы 28, с увеличением глубины резания наблюдается увеличение средней толщины белого слоя, что коррелирует с ростом значения параметра R_a .

Таким образом, как видно из таблиц 26-28 высотный параметр шероховатости R_a обработанной поверхности исследованных сталей изменяется ($R_a = 0,83 - 2,12$ мкм) и растет с увеличением толщины белого слоя ($L = 9 - 16$ мкм). Можно сделать вывод, что выбор оптимальных параметров резания при высокоскоростной обработке заготовок может эффективно улучшить качество ее поверхности.

3.5 Анализ изменения глубинного профиля распределения примесных атомов в сталях GCr15 и 40CrNiMoA после высокоскоростного резания

Используя однофакторный метод и рассматривая параметр резания как одну переменную, были получены профили распределения элементов по глубине на стороне белого слоя (а) и на обратной стороне (б) по методу оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда с помощью оптического эмиссионного спектрометра (GD-Profilер2), для стали GCr15 (рисунок 36) и стали 40CrNiMoA (рисунок 37).

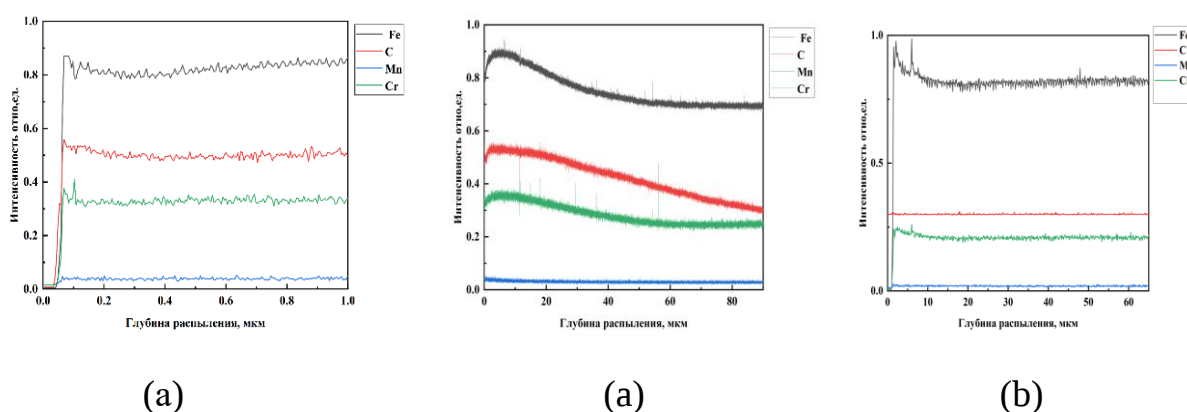


Рисунок 36 – Профили распределения элементов по глубине на стороне белого слоя (а) и на обратной стороне (б) стали GCr15 ($v=520$ м/мин, $f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм) (средняя толщина белого слоя около 15 мкм)

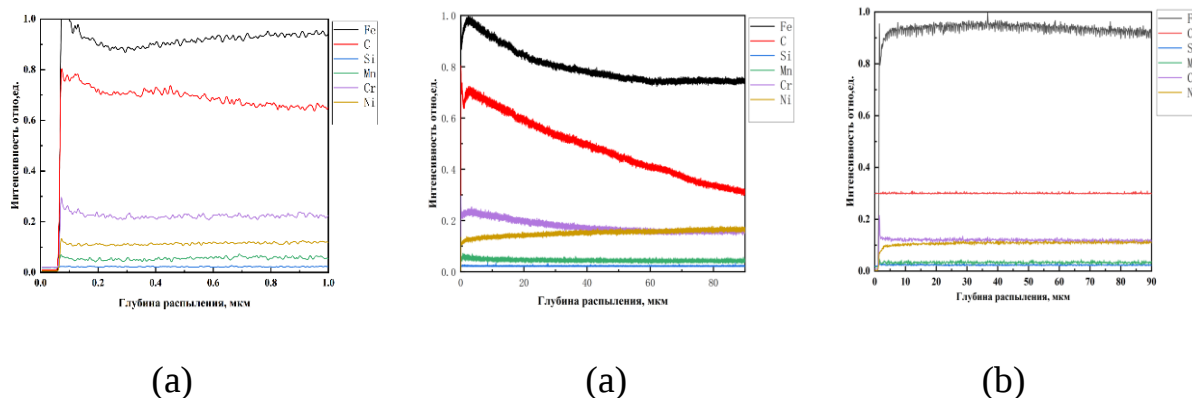


Рисунок 37 – Профили распределения элементов по глубине на стороне белого слоя (а) и на обратной стороне (б) стали 40CrNiMoA ($v=503\text{ м/мин}$, $f=0,2\text{ мм/об}$, $t=0,2\text{ мм}$) (средняя толщина белого слоя около 11 мкм)

Как видно из рисунков 36-37 и таблиц 8 и 10, для стали GCr15 основными примесями являются: углерод, марганец и хром, а в стали 40CrNiMoA - углерод, марганец, хром, кремний и никель. Их глубинные распределения по данным рисунков 36 и 37 различаются, а именно: марганец, хром, кремний и никель сильно не изменяются по глубине образца как со стороны белого слоя, так и с обратной стороны, распределение углерода и железа показывает, что с ростом толщины поверхностного слоя со стороны белого слоя (до толщины 80 мкм) происходит монотонное уменьшение его содержания, что свидетельствует о его существенном перераспределении в сторону белого слоя при данном виде механической обработки. При этом для стали GCr15, где содержание углерода больше, чем в стали 40CrNiMoA и толщина белого слоя больше: для стали GCr15 толщина белого слоя составляет 8-16 мкм, а для стали 40CrNiMoA - 6-13 мкм.

Выводы по главе 3

Анализ микроструктуры поверхностного белого слоя стали GCr15 и стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания показал, что белый слой имеет более яркий цвет, чем матрица, что можно объяснить более высоким содержанием углерода в этой области, т.к. в процессе высокоскоростного резания поверхностный слой заготовки получает больше тепла, что приводит к повышению температуры ($T = 734-752^{\circ}\text{C}$) и усилению теплового движения наиболее подвижной примеси, а именно углерода. Этот вывод подтверждается и тем фактом, что в стали GCr15, где содержание углерода больше, чем в стали 40CrNiMoA и толщина белого слоя больше: для стали GCr15 толщина белого слоя составляет (8 - 16 мкм) а для стали 40CrNiMoA толщина белого слоя составляет – (6 - 13 мкм). Для исследованных сталей с увеличением одного параметра резания (при постоянных значениях двух других параметров), толщина белого слоя увеличивается.

Для стали GCr15 с увеличением скорости резания $v = 347-520$ м/мин (при постоянных: $f = 0,2$ мм/об, $t = 0,2$ мм) толщина белого слоя увеличивается (9 - 15 мкм); с увеличением подачи $f = 0,1-0,24$ мм/об (при постоянных: $v = 520$ м/мин, $t = 0,2$ мм) толщина белого слоя также увеличивается (12-16 мкм); с увеличением глубины резания $t = 0,1-0,25$ мм (при постоянных $v = 520$ м/мин, $f = 0,2$ мм/об) толщина белого слоя увеличивается (8-16 мкм). Для стали 40CrNiMoA с увеличением скорости резания $v = 335-503$ м/мин (при постоянных $f = 0,2$ мм/об, $t = 0,2$ мм) толщина белого слоя увеличивается (7-11 мкм); с увеличением подачи $f = 0,1-0,24$ мм/об (при постоянных $v = 503$ м/мин, $t = 0,2$ мм) толщина белого слоя увеличивается (10-

13мкм); с увеличением глубины резания $t = 0,1-0,25\text{мм}$ (при постоянных $v = 503\text{м/мин}$, $f = 0,2\text{мм/об}$) толщина белого слоя также увеличивается (6-13мкм).

Высотный параметр шероховатости R_a обработанной поверхности исследованных сталей изменяется ($R_a = 0,75 - 2,12\text{мкм}$) и растет с увеличением толщины белого слоя ($L = 6 - 16\text{ мкм}$).

Для сталей GCr15 и 40CrNiMoA глубинное распределение основных примесных элементов различается, в том числе: марганец, хром, кремний и никель сильно не изменяются по глубине образца как со стороны белого слоя, так и с обратной стороны, а распределение углерода и железа показывают наибольшие величины на малых толщинах и с ростом толщины поверхностного слоя со стороны белого слоя (до толщины 80мкм) происходит монотонное уменьшение его содержания, что свидетельствует о его существенном перераспределении в сторону белого слоя при данном виде механической обработки.

ГЛАВА 4. АНАЛИЗ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В СТАЛЯХ 40CRNiMOA И GCR15 ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РЕЗАНИЯ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

4.1 Профиль имплантации позитронов в Fe при использовании радиоизотопного источника ^{44}Ti с максимальной энергией 1,47 МэВ

Для решения таких сложных многослойных задач взаимодействия позитронов с веществом была подготовлена программа LYS-1 (Layers Profile Analysis) [68, 69]. Она позволяет оценить долю позитронов для каждого слоя образца отдельно, включая долю в источнике. Последнее необходимо, например, при типичных измерениях времени жизни позитронов.

Кроме того, LYS-1 позволяет найти профиль имплантации позитронов для всего образца. Эти расчеты основаны на модели многократного рассеяния. Результаты могут быть представлены в виде таблицы и графика (рисунок 38).

Как видно из рисунка 38 расчеты показывают, что в двух поверхностных (белых) слоях Fe, толщиной около 20 мкм (для геометрии измерения СВЖП) будет термализовано (и проаннигилировано) около 22% позитронов, при этом расчет профиля имплантации показывает, что основная часть позитронов аннигилирует в слое около 140 мкм.

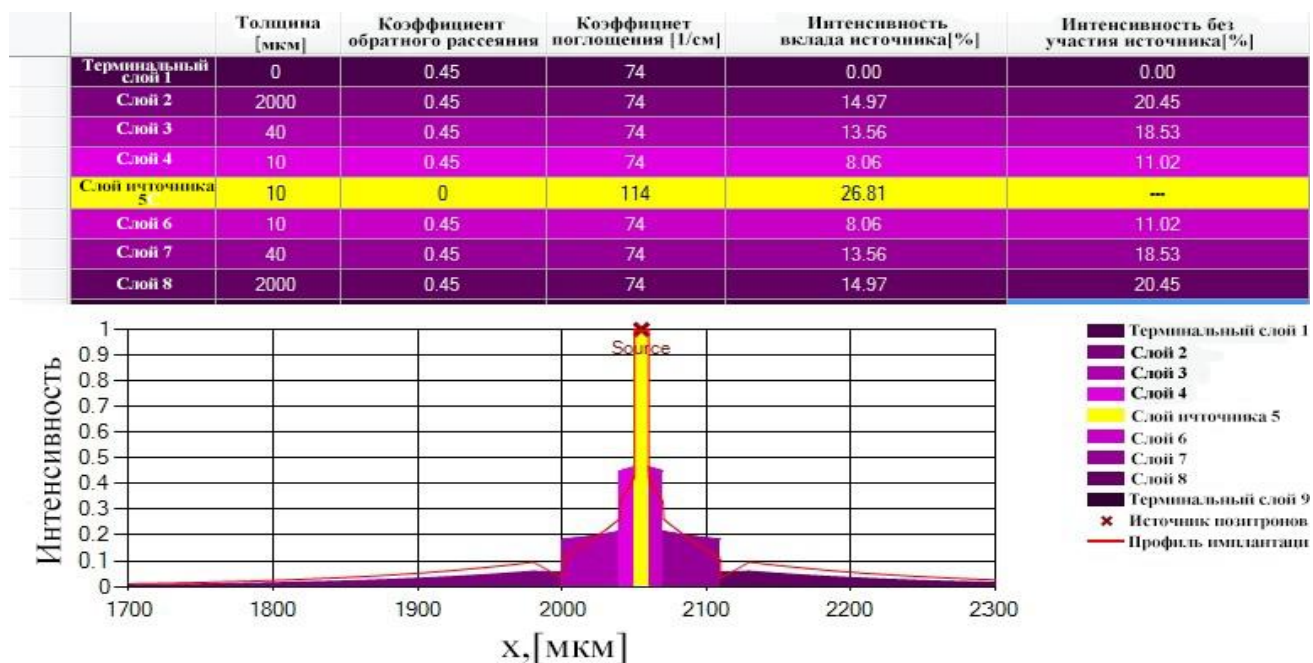


Рисунок 38 – Расчет профиля имплантации позитронов с энергией 1,47

МэВ (^{44}Ti) в Fe

4.2 Анализ параметров СВЖП и ДУАЛ в объеме сталей 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания при использовании источника ^{44}Ti

Для общего анализа использовались комплексная спектроскопия на основе модуля спектрометрии времени жизни позитронной аннигиляции (СВЖП) и доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) [70,71]. В этой модели спектр анализируется по трем временным компонентам τ_A , τ_B и τ_F ; интенсивностям I_A , I_B и I_F ; среднему времени жизни позитрона $\tau_{\text{avg}} = \sum_{i=1}^3 I_i \cdot \tau_i$.

Для всех образцов вне зависимости от параметров высокоскоростного резания наблюдались три компоненты времени жизни позитронов: для 40CrNiMoA: $\tau_A = 150 \pm 2$ пс, $\tau_B = 168 \pm 2$ пс и $\tau_F = 91 \pm 5$ пс, для GCr15: $\tau_A = 147 \pm 2$ пс, $\tau_B = 240 \pm 2$ пс и

$\tau_F=106\pm6$ пс. При сравнимых параметрах высокоскоростного резания (скорость, подача, глубина) интенсивность I_A больше для стали GCr15, чем для стали 40CrNiMoA. Например, при параметрах резания: $v=520$ м/мин, $f=0,2$ мм/об, $t=0,2$ мм $I_A = 56,9\%$ для стали 40CrNiMoA, а для стали GCr15 $I_A = 84,9\%$.

Сравнение полученных экспериментальных данных с теоретическими оценками (таблица 7, глава 1) показывает, что компонента τ_F соответствует значениям времен жизни делокализованных позитронов в кристаллической решетке железа.

Компоненты τ_A и τ_B превышают τ_F и очевидно соответствуют вакансионным дефектам. Используя данные таблицы 7 и тот факт, что значения τ_A очень близки для обоих типов исследуемых сталей позволяет сделать вывод, что таким центром захвата позитронов должна быть моновакансия железа, в состав которой входит примесный атом, что соответственно приводит к уменьшению времени жизни позитрона по сравнению с расчетным временем жизни моновакансии железа (175 пс). Можно считать, что такой примесью является основная примесь – углерод, что подтверждается также большим значением ее интенсивности для GCr15, где содержание углерода больше, чем для 40CrNiMoA.

Аналогичный анализ для τ_B компоненты позволяет ее сопоставить для стали 40CrNiMoA с центром на основе моновакансии железа, а для стали GCr15 с центром из трех вакансий железа (расчетное время жизни позитронов 232 пс), концентрация которых мала.

Возможный вариант сопоставления компоненты τ_A для исследуемых сталей на основе захвата позитронов дислокациями (в областях с пониженной электронной

плотностью) очевидно надо рассматривать как маловероятный, т.к. для этого случая не должна наблюдаться зависимость от концентрации углерода и от типа стали (таблицы 29, 30).

Соотношение результатов анализа СВЖП и ДУАЛ для стали 40CrNiMoA в зависимости от параметров высокоскоростного резания показано в таблице 29 и на рисунке 39, а для стали GCr15 в таблице 30 и на рисунке 40. Скорости захвата позитронов вакансионными дефектами (k_A и k_B) и их концентрацию (C_A и C_B) определяли по формулам (8-10), глава 1. В нашем случае:

μ – коэффициент захвата позитронов вакансионными дефектами, для моновакансии железа, включая примесь углерода, $\mu_V = 1,1 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$ [44], для центра из трёх вакансий железа $\mu_{3V} = 3 \cdot \mu_V = 3,3 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$.

Таблица 29 – Параметры СВЖП (τ , I , $\tau_{\text{avg}} = \sum_{i=1}^3 I_i \cdot \tau_i$), ДУАЛ (S , W) и расчетные скорости захвата позитронов вакансионными дефектами (k_A и k_B) и их концентрации (C_A и C_B) по формулам (8-10) позитрон-чувствительных вакансионных дефектов: вакансии железа – углерод (C_A), моновакансия железа (C_B) для 10 образцов стали 40CrNiMoA в зависимости от скорости резания (v , м/мин) подачи (f , мм/об), глубины резания (t , мм)

Номер образцов	v , м/мин	f , мм/об	t , мм	I_A , % ($\tau_A = 150 \pm 2$ пс)	I_B , % ($\tau_B = 168 \pm 2$ пс)	τ_{avg} , ± 2 пс	$I_A + I_B$, %	k_A , нс ⁻¹	C_A , $\pm 0,001$ ppm	k_B , нс ⁻¹	C_B , $\pm 0,001$ ppm	$C_A + C_B$, $\pm 0,001$ ppm	$S \pm 0,0002$	$W \pm 0,00005$
1	503	0,20	0,20	56,9	34,5	154	91,4	32,3	29,363	19,8	18,000	47,363	0,4885	0,05651
2	447	0,20	0,20	62,5	30,1	152	92,6	40,6	36,909	19,7	17,909	54,818	0,4894	0,05641
3	391	0,20	0,20	72,2	19,8	149	92,0	41,8	38,000	11,6	10,545	48,545	0,4887	0,05640
4	335	0,20	0,20	74,5	15,4	146	89,9	33,7	30,636	7,1	6,455	37,091	0,4870	0,05745
5	503	0,10	0,20	81,3	7,5	144	88,8	33,1	30,091	3,1	2,818	32,909	0,4877	0,05729
6	503	0,15	0,20	84,2	4,8	143	89,0	34,5	31,364	2,0	1,818	33,182	0,4855	0,05817
7	503	0,24	0,20	88,5	3,6	148	92,1	51,8	47,091	2,1	1,909	49,000	0,4864	0,05806
8	503	0,20	0,10	95,5	3,7	158	99,2	32,3	29,364	1,8	1,636	31,000	0,4890	0,05689
9	503	0,20	0,15	92,7	5,9	164	98,6	21,4	19,455	2,3	2,091	21,546	0,4870	0,05902
10	503	0,20	0,25	50,0	39,5	158	89,5	23,8	21,636	19,1	17,364	39,000	0,4863	0,05955

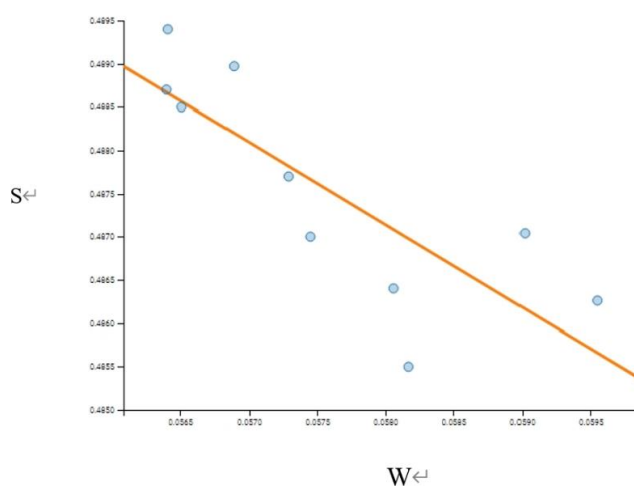


Рисунок 39 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -1,9$$

Из таблицы 29 наглядно видно, что для стали 40CrNiMoA наблюдаются три компоненты времени жизни позитронов: $\tau_A = 150 \pm 2$ пс, $\tau_B = 168 \pm 2$ пс и $\tau_F = 91 \pm 5$ пс, они не зависят от скорости резания, подачи и глубины резания в исследуемом диапазоне параметров резания.

При этом с увеличением скорости резания (при постоянных значениях подачи и глубины резания: образцы: 4, 3, 2, 1) интенсивности I_A и I_B изменяются в противофазе: I_A уменьшается, а I_B увеличивается с увеличением скорости резания. Такое поведение интенсивностей I_A и I_B компонент времени жизни позитронов указывает на их взаимосвязь. Однако расчетные концентрации вакансионных дефектов: C_A (вакансия железа - углерод) и C_B (вакансия железа) не в полной мере отражают изменения, наблюдаемые для I_A и I_B компонент времени жизни позитронов в зависимости от скорости резания, а именно: только C_B монотонно растет с ростом скорости резания.

Параметры S и W изменяются немонотонно и также в противофазе. Параметр S сначала растет, затем падает и снова растет, не достигая начального значения при увеличении скорости резания. В отличие от параметра S среднее время жизни позитронов τ_{avg} , монотонно растет с увеличением скорости резания. Такое поведение параметра S и среднего времени жизни позитронов необычно, поскольку в основном они одинаково чувствительны к дефектам с увеличенным свободным объемом [74-77].

С увеличением подачи (при постоянных значениях скорости резания и глубины резания: образцы: 5, 6, 1, 7) не наблюдается закономерность в изменениях интенсивностей I_A и I_B , концентраций вакансионных дефектов C_A и C_B , параметра

S , при этом имеет место корреляция роста среднего времени жизни позитронов и суммы I_A и I_B ($I_A + I_B$) и суммы C_A и C_B ($C_A + C_B$) с изменением величины подачи, т.е. с увеличением подачи растет и число позитрон-чувствительных дефектов на основе вакансий железа и примесно-вакансионных дефектов: вакансии железа-углерод.

С увеличением глубины резания (при постоянных значениях скорости резания и подачи: образцы: 8, 9, 1, 10) интенсивности I_A и I_B изменяются монотонно и в противофазе: I_A уменьшается, а I_B увеличивается. Следует отметить, что интенсивность I_B при глубине резания 0,1 мм составляет менее 4%, а с увеличением глубины до 0,25 мм достигает значения $I_B = 39,5\%$. концентрации вакансионных дефектов C_A и C_B не монотонно изменяются.

Увеличение глубины резания с 0,1 до 0,25 мм с другой стороны не приводит к заметным закономерностям относительно среднего времени жизни позитронов и параметра S , что может свидетельствовать о том, что при данных параметрах резания общее число позитрон-чувствительных дефектов не сильно изменяется, но доля моновакансий железа растет с ростом глубины резания, на что указывает рост I_B и C_B .

Таким образом данные, представленные в таблице 29 показывают изменения в дефектной структуре на основе вакансии железа (без и с примесью углерода) образцов стали 40CrNiMoA в зависимости от параметров высокоскоростного резания. Этот результат находит свое подтверждение в «линейной зависимости» параметров ДУАЛ: $S(W)$, представленной на рисунке 39 с помощью анализа К-параметра – углового коэффициента аппроксимирующей прямой для всех исследованных 10 образцов стали 40CrNiMoA. Данный параметр (K) определяется

как величина тангенса угла наклона прямой на диаграмме $S(W)$, он не зависит от плотности дефектов, но зависит от типа дефектов [78]. Как видно из рисунка 39 все точки почти находятся на одной линии, что является еще одним доказательством того, что в объеме стали 40CrNiMoA при высокоскоростном резании создаются дефекты вакансионного типа, а именно на основе вакансии железа, в нашем случае без и с примесью атомов углерода.

Таблица 30 – Параметры СВЖП (τ , I , $\tau_{\text{avg}} = \sum_{i=1}^3 I_i \cdot \tau_i$), ДУАЛ (S , W) и расчетные скорости захвата позитронов вакансионными дефектами (k_A и k_B) и их концентрации (C_A и C_B) по формулам (8-10) позитрон-чувствительных вакансионных дефектов: вакансии железа – углерод (C_A), трёхвакансия железа (C_B) для 10 образцов стали GCr15 в зависимости от скорости резания (v , м/мин) подачи (f , мм/об), глубины резания (t , мм)

Номер образцов	v , м/мин	f , мм/об	t , мм	I_A , % ($\tau_A = 147 \pm 2$ пс)	I_B , % ($\tau_B = 240 \pm 2$ пс)	τ_{avg} , пс	$I_A + I_B$, %	k_A , нс ⁻¹	C_A , $\pm 0,001$ ppm	k_B , нс ⁻¹	C_B , $\pm 0,001$ ppm	$C_A + C_B$, $\pm 0,001$ ppm	$S \pm 0,0002$	$W \pm 0,00005$
1	520	0,20	0,25	84,9	2,3	155	87,2	20,2	18,360	0,61	0,185	18,545	0,5040	0,03030
2	520	0,20	0,20	84,0	3,5	159	87,5	22,2	20,180	0,61	0,185	20,365	0,4990	0,03100
3	462	0,20	0,20	84,9	2,3	155	87,2	21,0	19,090	0,96	0,291	19,381	0,4998	0,03085
4	404	0,20	0,20	83,4	1,0	146	84,4	15,4	14,000	0,21	0,064	14,064	0,5025	0,03030
5	347	0,20	0,20	86,7	0,2	149	86,9	19,1	17,360	0,04	0,012	17,372	0,5020	0,03050
6	520	0,10	0,20	83,6	2,0	152	85,6	17,4	15,820	0,47	0,142	15,962	0,5050	0,02990
7	520	0,15	0,20	86,2	1,4	154	87,6	21,1	19,180	0,39	0,118	19,298	0,5045	0,03020
8	520	0,24	0,20	81,8	2,5	152	84,3	15,5	14,090	0,55	0,167	14,257	0,5048	0,03030
9	520	0,20	0,15	83,4	1,0	146	84,4	15,4	14,000	0,21	0,064	14,064	0,5049	0,03005
10	520	0,20	0,10	86,7	0,2	149	86,9	19,1	17,360	0,04	0,012	17,372	0,4986	0,03110

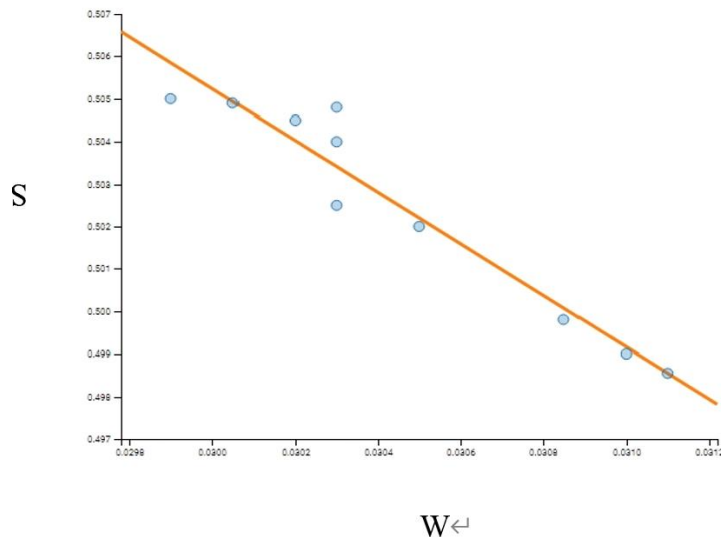


Рисунок 40 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ для всех исследованных (10) образцов стали GCr15 и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -6$$

Из таблицы 30 видно, что для стали GCr15 наблюдаются также, как и для стали 40CrNiMoA три компоненты времени жизни позитронов: $\tau_A = 147 \pm 2$ пс, $\tau_B = 240 \pm 2$ пс и $\tau_F = 106 \pm 6$ пс, они не зависят от скорости резания, подачи и глубины резания в исследуемом диапазоне параметров резания. При этом позитроны в основном аннигилируют в матрице и в центрах на основе вакансии железа с примесью углерода, вклад центров - кластера из трех вакансий железа мал, I_B – менее 4%.

При этом с увеличением скорости резания (при постоянных значениях подачи и глубины резания: образцы: 5, 4, 3, 2), подачи (при постоянных значениях скорости резания и глубины резания: образцы: 6, 7, 2, 8), глубины резания (при постоянных значениях скорости резания и подачи: образцы: 10, 9, 2, 1) не наблюдаются монотонные зависимости от параметра резания в изменениях

интенсивностей I_A , I_B , среднего времени жизни позитронов и концентрации вакансионных дефектов: C_A (вакансия - углерод) и C_B (трёхвакансия).

Параметры S и W изменяются также немонотонно в зависимости от параметра резания.

С увеличением подачи (при постоянных значениях скорости резания и глубины резания: образцы: 6, 7, 2, 8) не наблюдается закономерность в изменениях интенсивностей I_A и I_B , концентраций вакансионных дефектов C_A и C_B , параметра S , при этом имеет место корреляция роста среднего времени жизни позитронов и суммы I_A и I_B ($I_A + I_B$) и суммы C_A и C_B ($C_A + C_B$) с изменением величины подачи, т.е. с увеличением подачи растёт и число позитрон-чувствительных дефектов на основе кластера из трех вакансий железа и примесно-вакансионных дефектов: вакансия железа-углерод.

С увеличением глубины резания (при постоянных значениях скорости резания и подачи: образцы: 10, 9, 2, 1) не наблюдается закономерность в изменениях интенсивностей I_A и I_B . Следует отметить, что интенсивность I_B при глубине резания 0,1 мм составляет менее 1%, а с увеличением глубины до 0,25 мм достигает значения $I_B = 2,3\%$. Концентрации вакансионных дефектов C_A не монотонно изменяются, а концентрации трёхвакансии C_B увеличиваются.

Таким образом данные, представленные в таблице 30 показывают изменения в дефектной структуре стали GCr15 в основном одного типа дефектов - на основе вакансии железа с примесью углерода (вклад кластера из трех вакансий железа мал) в зависимости от параметров высокоскоростного резания. Этот результат находит свое подтверждение, как и для стали 40CrNiMoA в «линейной зависимости»

параметров ДУАЛ: $S(W)$, представленной на рисунке 40 с помощью анализа К-параметра – углового коэффициента аппроксимирующей прямой для всех исследованных 10 образцов стали GCr15. Как видно из рисунка 40 все точки почти находятся на одной линии, что является еще одним доказательством того, что в объеме стали GCr15 при высокоскоростном резании создаются дефекты одного вакансионного типа, а именно на основе вакансии железа с примесью атомов углерода.

4.3 Послойный анализ параметров ДУАЛ в белом слое сталей 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания при использовании пучков позитронов с энергией до 30кэВ

Для пучков позитронов, работающих с техникой медленных позитронных пучков, также важно знать профиль имплантации. Согласно [79] средний пробег $\bar{z}$ позитронов с энергией от 0,1 до 30 кэВ в различных материалах, включая Fe, можно определить по формуле:

$$\bar{z} = \frac{A}{\rho} E^n \quad (13)$$

Здесь E - энергия позитрона в кэВ, ρ – плотность материала, A - параметр, значение которого для Fe представлено в таблице 31.

Полученные результаты среднего пробега позитронов также представлены в таблице 31 для энергии позитронов 30 кэВ.

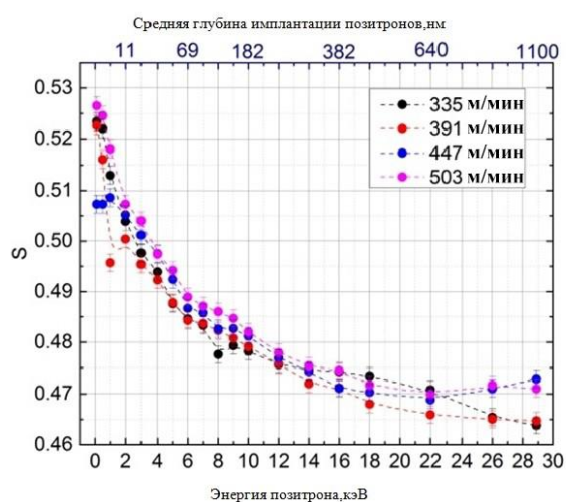
Таблица 31 – Параметры для расчета среднего пробега позитронов в Fe

Материал	ρ [г/см ³]	E [кэВ]	n	A [мкг см ⁻² кэВ ⁻ⁿ]	$\bar{z}$ [мкм]
Fe	7,86	30	1,692	2,62	1,1

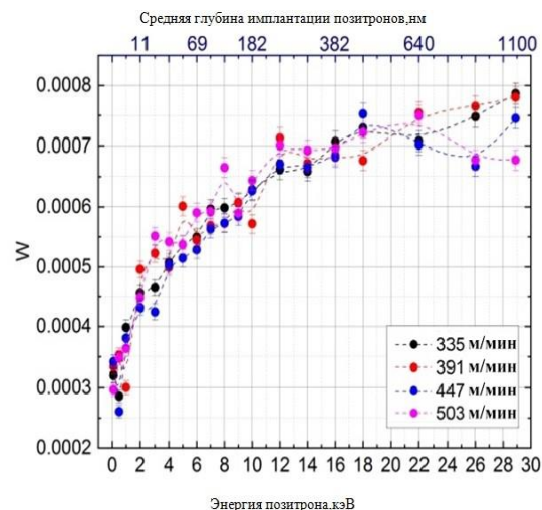
Поверхностный (белый) слой сталей 40CrNiMoA и GCr15 после высокоскоростного резания изучался с помощью доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) при использовании пучков позитронов с переменной энергией на установке ОИЯИ в Дубне (Россия) [80, 81]. Полученные спектры ДУАЛ анализировались путем выделения параметров S и W, определяемых как отношение зоны под центральной (S) или крыльевой (W) частью линии аннигиляции к общей площади под этой линией, соответственно.

Эти параметры были получены путем обработки спектров в программе CDBTools [74]. Для дополнительного анализа спектра ДУАЛ строили относительные кривые в виде $R(E) = N(E)/N_0(E)$, где $N(E)$ - спектр исследуемого образца, $N_0(E)$ - спектр эталонного образца. В качестве эталонного материала для $N_0(E)$ использовался бездефектный образец Fe. Для построения относительных кривых также использовались спектры отоженных образцов кремния, хрома, углерода (графита), меди и никеля.

На рисунках 41, 42, 43 показаны результаты послойного анализа ДУАЛ с использованием позитронного пучка переменной энергии для стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания с различными параметрами высокоскоростного резания. Здесь также приведены данные средней глубины имплантации позитронов, рассчитанные по формуле (13).

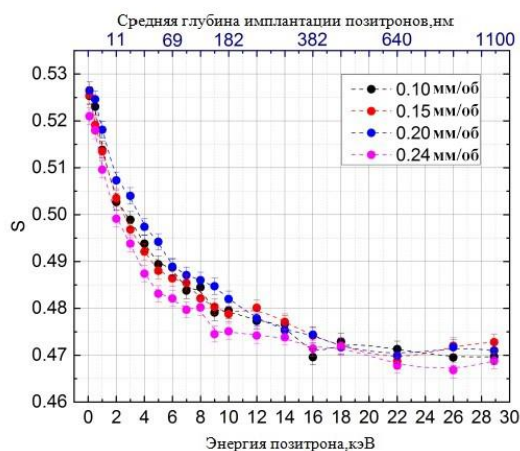


(a)

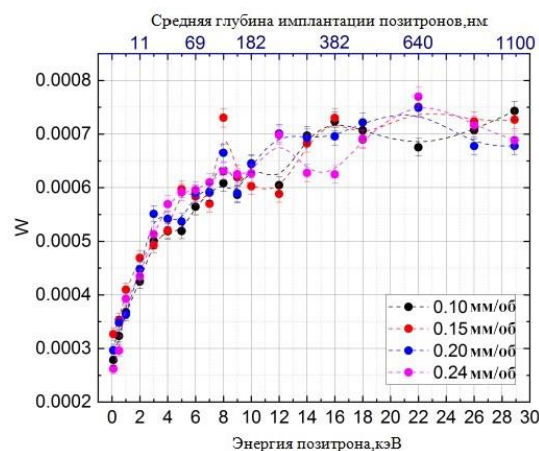


(b)

Рисунок 41 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах из стали 40CrNiMoA при различных скоростях резания ($f=0,2$ мм/об, $t=0,20$ мм)

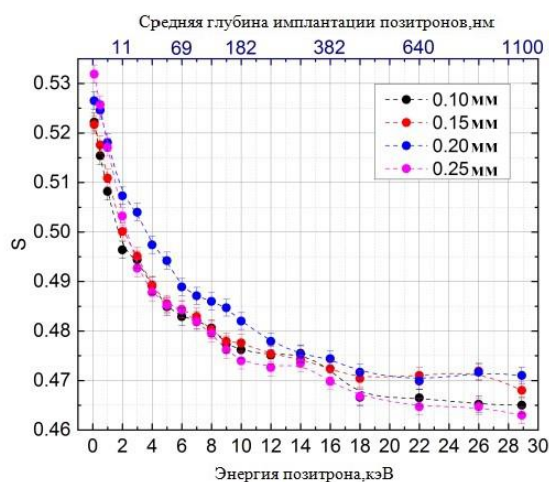


(a)

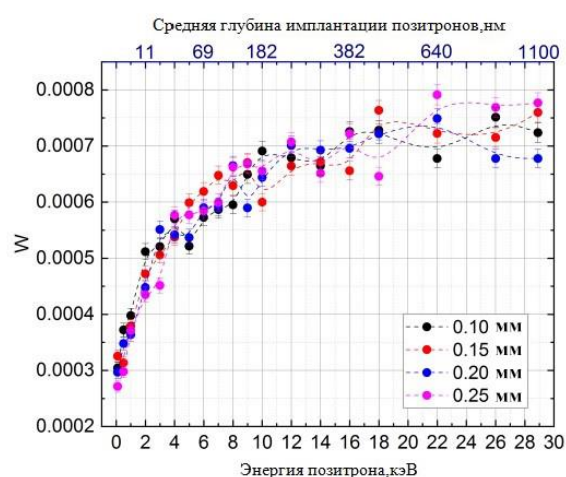


(b)

Рисунок 42 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах стали 40CrNiMoA с различными подачами. ($v=503$ м/мин, $t=0,20$ мм).



(a)



(b)

Рисунок 43 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах стали 40CrNiMoA с различной глубиной резания ($v=503$ мм/мин, $f=0,2$ мм/об)

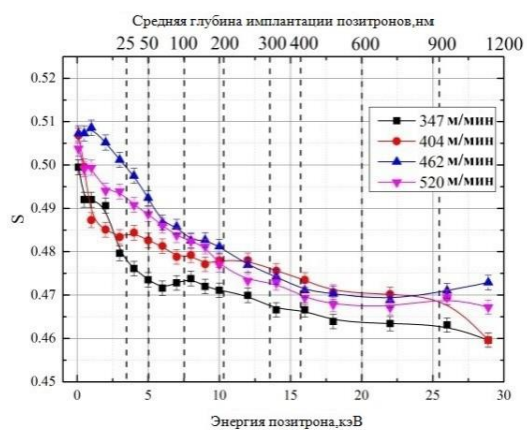
Высокие значения параметра S и низкие значения параметра W для позитронов с низкой энергией, наблюдаемые во всех спектрах, указывают на высокую долю позитронов, аннигилировавших с электронами атомов тонкого поверхностного слоя и очевидно наиболее дефектного. Уменьшение параметра S и увеличение параметра W с ростом энергии позитронов независимо от скорости резания, подачи и глубины резания, то есть по мере удаления от поверхности образца, свидетельствует о том, что доля позитронов, аннигилировавших из поверхностного состояния, уменьшается.

Также видно (рисунок 41), что для образцов, разрезанных со скоростями 447 м/мин и 503 м/мин, наблюдаются более высокие значения параметра S и низкие значения параметра W для позитронов с энергией $\sim 25-30$ кэВ по сравнению с образцами, разрезанными со скоростями 335 м/мин и 391 м/мин.

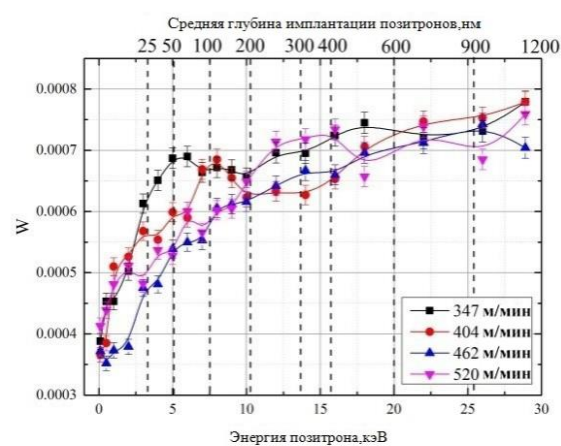
Зависимости параметра S от энергии позитронов для образцов, вырезанных с малыми подачами 0,1 мм/об и 0,15 мм/об очень близки (рисунок 42), что свидетельствует об универсальной природе центров позитронной аннигиляции в структуре стали. Увеличение подачи приводит к изменению зависимостей $S(E)$. При подаче 0,2 мм/об наблюдаются самые низкие, а при подаче 0,24 мм/об - самые высокие значения параметра S в диапазоне энергий позитронов $\sim 1-12,5$ кэВ, что соответствует глубине до ~ 270 нм от поверхности образца.

Из графиков (рисунок 43) видно, что параметр W слабо меняется в зависимости от глубины резания, наиболее выраженные отклонения наблюдаются при энергии позитронов >15 кэВ. Кривые $S(E)$ для глубины резания 0,1 мм и 0,15 мм практически идентичны вплоть до энергии позитронов 16 кэВ, далее при глубине резания 0,1 мм наблюдаются более низкие значения параметра S . Наибольшие значения параметров S во всем диапазоне энергий имплантированных позитронов наблюдаются в образцах, вырезанных при глубине резания 0,2 мм. При глубине резания, равной 0,25 мм, наблюдается увеличение значения параметра S в диапазоне энергий позитронов от 0,1 до 2,5 кэВ, в то время как при этом значении достигаются минимальные значения параметров S в диапазоне от 10 до 30 кэВ.

На рисунках 44, 45, 46 показаны результаты послойного анализа ДУАЛ с использованием позитронного пучка переменной энергии для стали GCr15 после высокоскоростного резания с различными параметрами высокоскоростного резания. Здесь также приведены данные средней глубины имплантации позитронов, рассчитанные по формуле (13).



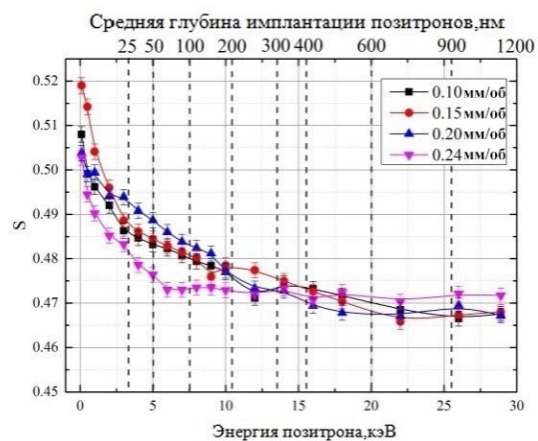
(a)



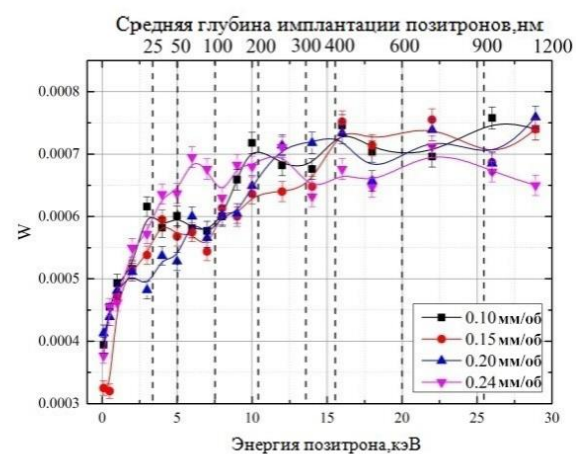
(b)

Рисунок 44 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах из стали GCr15 при различных скоростях резания

($f=0,2\text{ мм/об}$, $t=0,20\text{ мм}$)

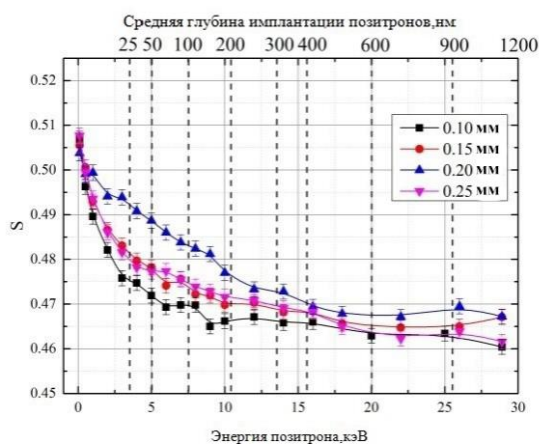


(a)

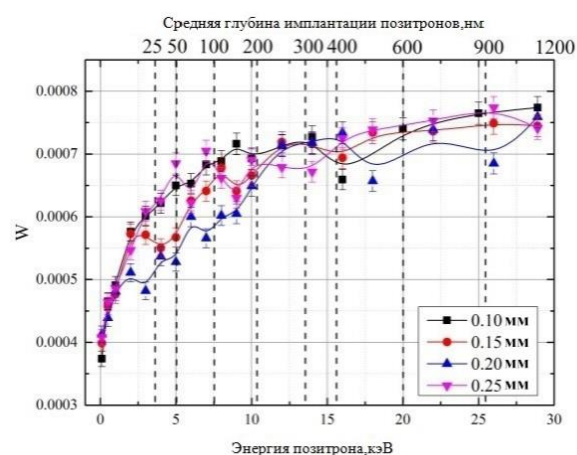


(b)

Рисунок 45 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах стали GCr15 с различными подачами. ($v=520\text{ м/мин}$, $t=0,20\text{ мм}$).



(a)



(b)

Рисунок 46 – Глубинный профиль параметров S (a) и W (b) для белого слоя в образцах стали GCr15 с различной глубиной резания ($v=520$ мм/мин, $f=0,2$ мм/об)

Образцы стали GCr15, вырезанные на минимальной скорости резания (347 м/мин), характеризуются минимальным параметром S и максимальным W (рисунок 44). Увеличение скорости резания на 16,5 % приводит к росту параметра S, сопровождающемуся снижением W на глубинах от 25 до 900 нм. Увеличение скорости резания до 462 м/мин приводит к дальнейшему росту параметра S, причем наиболее заметные различия наблюдаются на глубинах до 30 нм. При самой высокой скорости резания 520 м/мин наблюдается снижение параметра S по сравнению со скоростью 462 м/мин, но только на глубинах до 50 нм.

Зависимости параметра S от энергии позитронов для образцов, вырезанных с малыми подачами 0,1 мм/об и 0,15 мм/об очень близки (рисунок 45) как и в случае образцов стали 40CrNiMoA.

Увеличение подачи приводит к изменению зависимостей S(E). При подаче 0,2 мм/об наблюдаются самые низкие, а при подаче 0,24 мм/об - самые высокие значения параметра S в диапазоне энергий позитронов $\sim 1-12,5$ кэВ, что

соответствует глубине до ~ 270 нм от поверхности образца (рисунок 46). Увеличение подачи с 0,1 до 0,2 мм/об не приводит к заметным изменениям параметров S и W во всем диапазоне энергий имплантированных позитронов. Однако при подаче $f = 0,24$ мм/об наблюдается уменьшение параметра S на глубинах до 200 нм.

Из графиков (рисунок 46) видно, что параметр W слабо меняется в зависимости от глубины резания, наиболее выраженные отклонения наблюдаются при энергии позитронов >15 кэВ. Кривые $S(E)$ для глубины резания 0,1 мм и 0,15 мм практически идентичны вплоть до энергии позитронов 16 кэВ, далее при глубине резания 0,1 мм наблюдаются более низкие значения параметра S . Наибольшие значения параметров S во всем диапазоне энергий имплантированных позитронов наблюдаются в образцах, вырезанных при глубине резания 0,2 мм. При глубине резания, равной 0,25 мм, наблюдается увеличение значения параметра S в диапазоне энергий позитронов от 0,1 до 2,5 кэВ, в то время как при этом значении достигаются минимальные значения параметров S в диапазоне от 10 до 30 кэВ.

Для всех энергий позитронов минимальная глубина резания характеризуется наименьшим значением параметра S . Увеличение глубины резания до 0,15 мм повышает это значение в диапазоне глубин имплантации позитронов от ~ 10 до 300 нм. Резкие изменения параметра S наблюдаются при $t = 0,2$ мм, увеличиваясь для приповерхностной области и уменьшаясь для основной.

Результаты, представленные на рисунках 41-46 были обработаны путем анализа K -параметра – углового коэффициента аппроксимирующей прямой для

всех исследованных 10 образцов стали 40CrNiMoA и 10 образцов стали GCr15, как это было сделано в разделе 4.2 (таблица 32, рисунки 47-56)

Таблица 32 – Угловой коэффициент (K) аппроксимирующей прямой зависимости параметров ДУАЛ: $S = S(W) = KW + b$ для всех исследованных (10) образцов для сталей GCr15 и 40CrNiMoA в зависимости от энергии пучков позитронов (E) и толщины зондируемого слоя образцов (L)

E, кэВ		GCr15	40CrNiMoA
	L, мкм	K	K
1	0,010	-90	-97
2	0,020	-181	-102
3	0,030	-210	-187
4	0,040	-291	-297
5	0,050	-330	-436
6	0,080	-457	-467
7	0,110	-459	-500
8	0,140	-462	-537
9	0,170	-468	-587
10	0,200	-480	-607
16	0,400	-480	-607
18	0,570	-480	-607
20	0,600	-480	-607
22	0,680	-481	-607
29	1,050	-481	-607

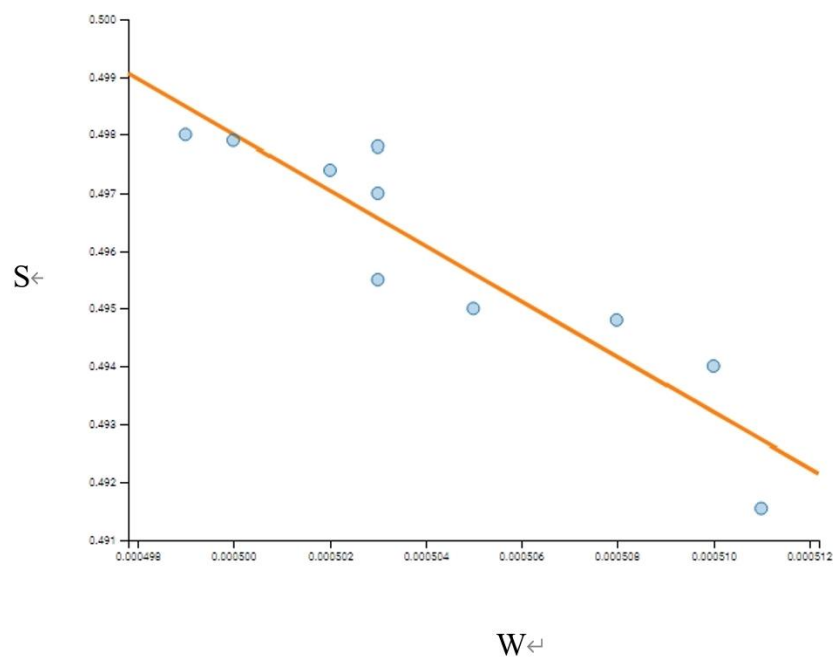


Рисунок 47 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (5 кэВ) для всех исследованных (10) образцов стали GCr15 и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -330.$$

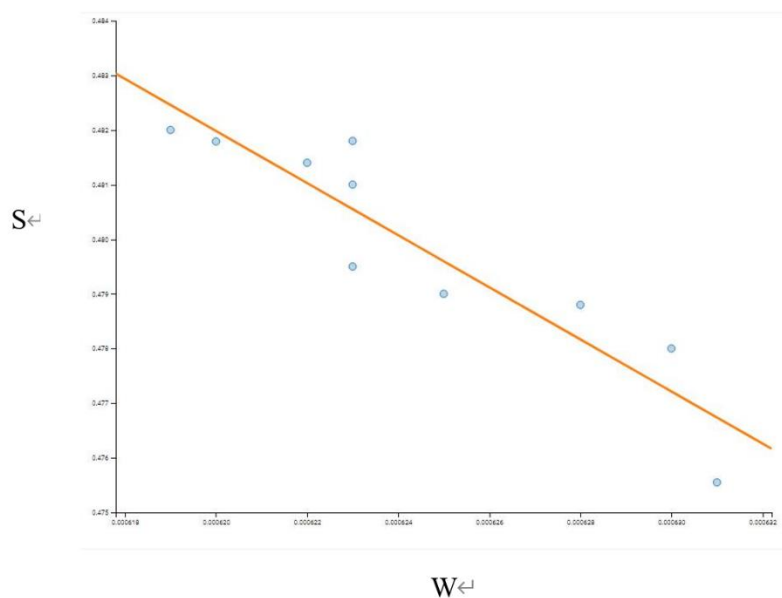


Рисунок 48 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (10 кэВ) для всех исследованных (10) образцов стали GCr15 и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -480$$

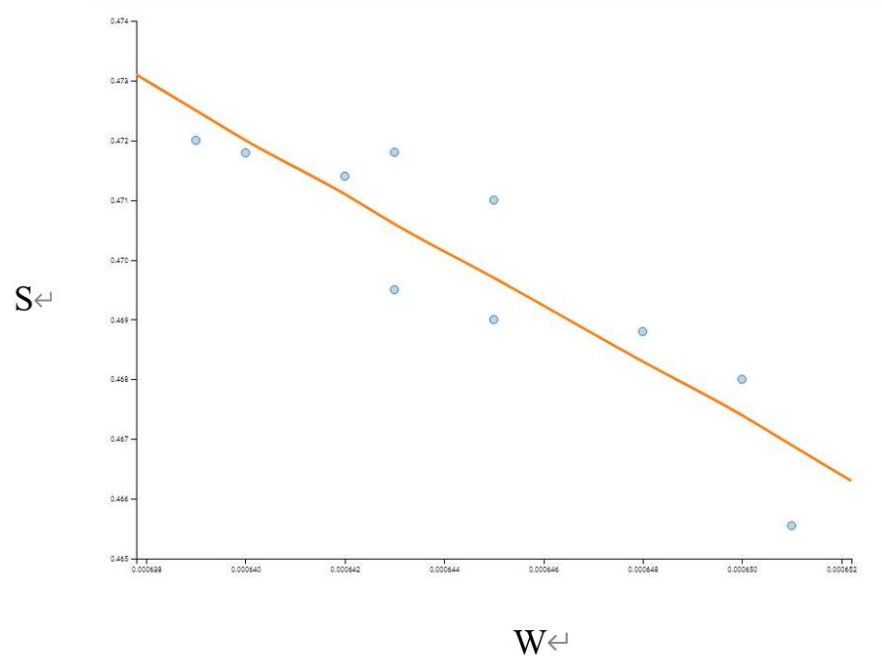


Рисунок 49 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (18 кВ) для всех исследованных (10) образцов стали GCr15 и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -480$$

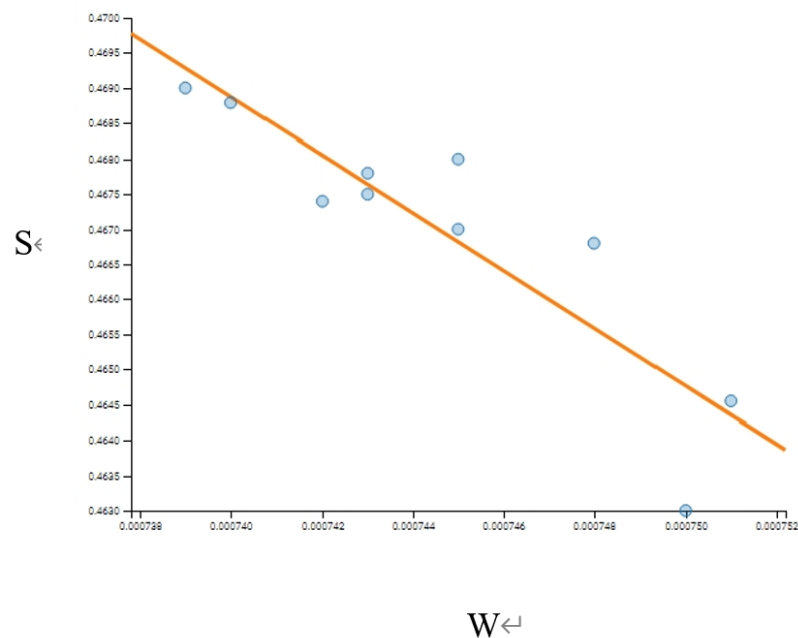


Рисунок 50 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (22 кВ) для всех исследованных (10) образцов стали GCr15 и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -481$$

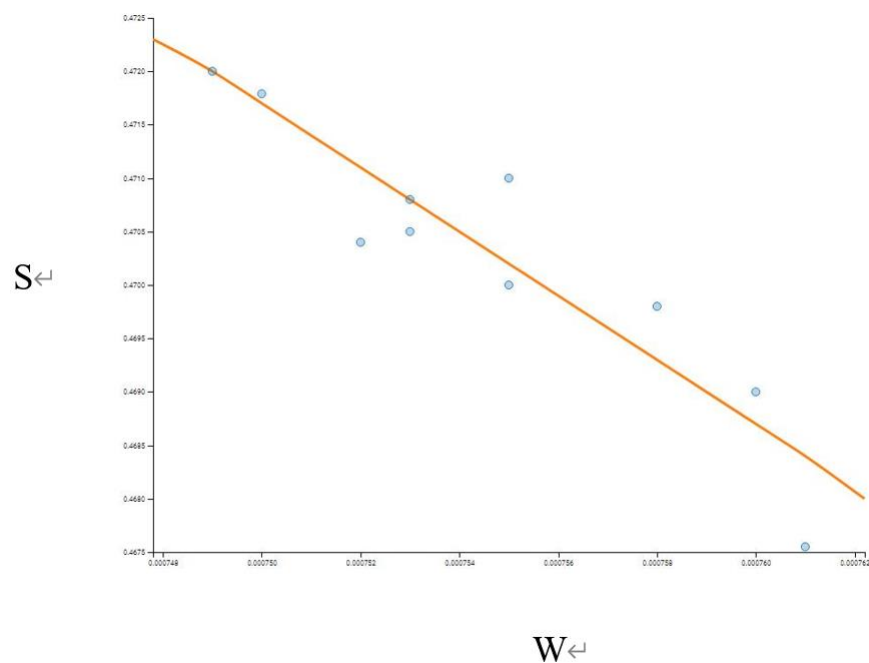


Рисунок 51 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (29 кВ) для всех исследованных (10) образцов стали GCr15 и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -481$$

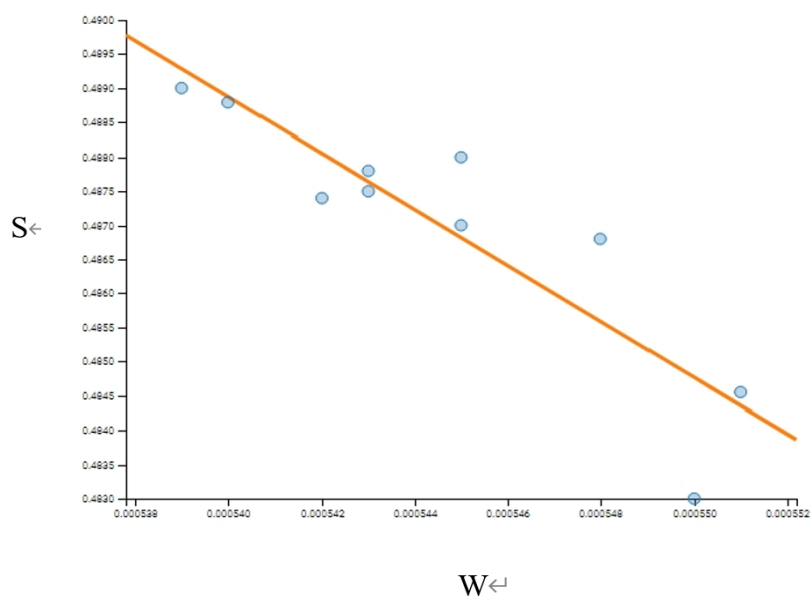


Рисунок 52 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (5 кВ) для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -436$$

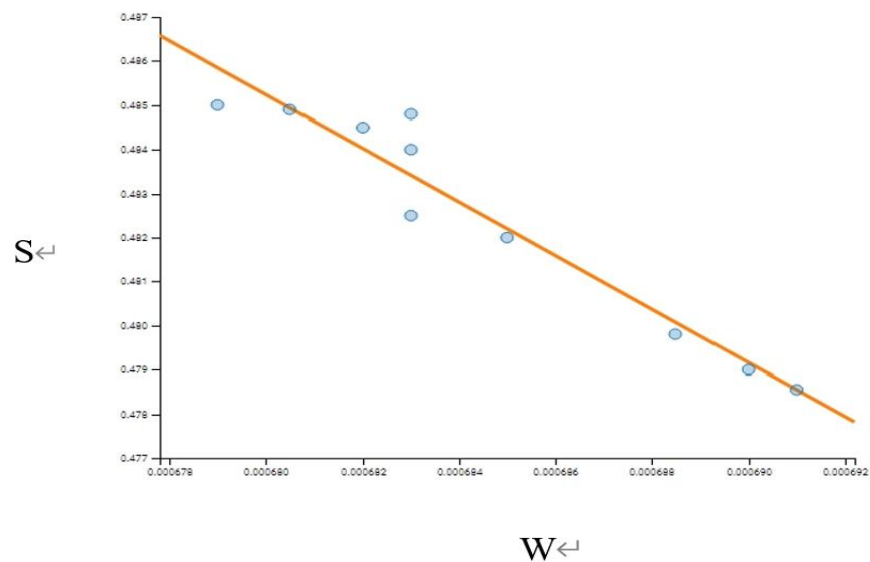


Рисунок 53 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (10 кэВ) для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -607$$

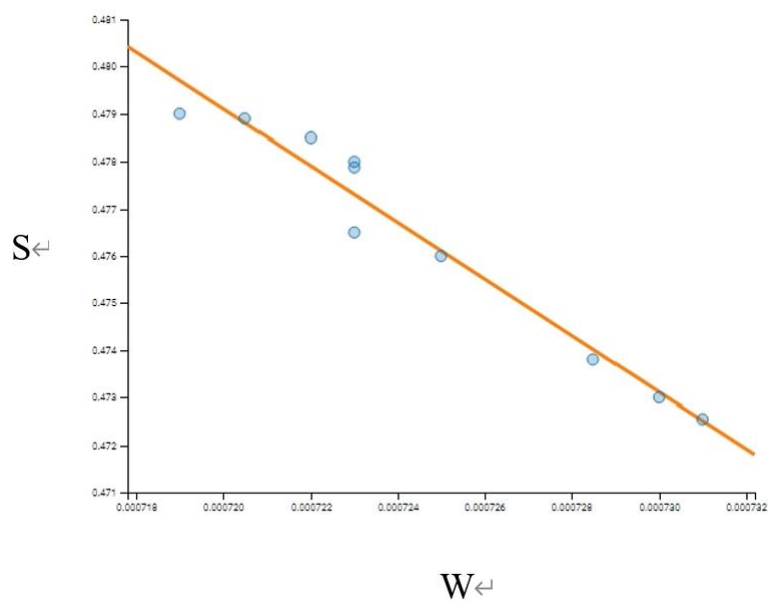


Рисунок 54 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (18 кэВ) для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -607$$

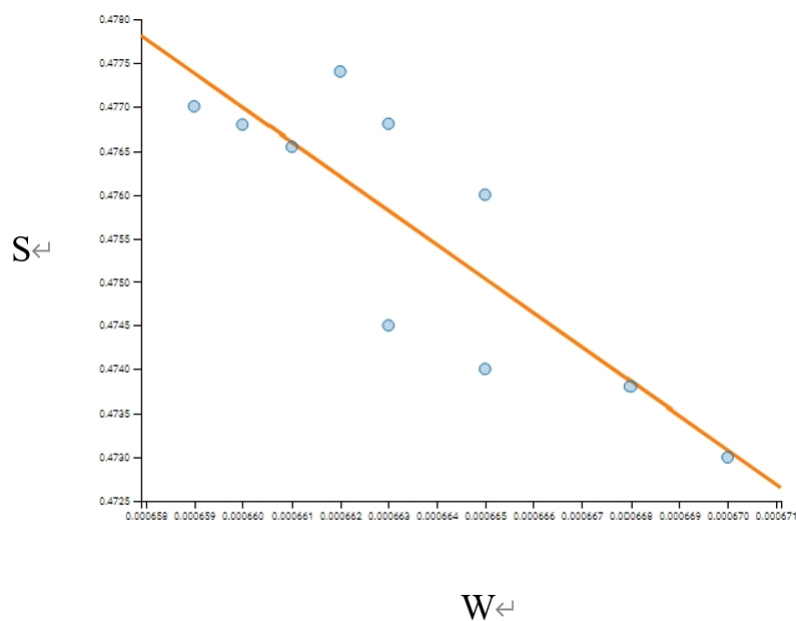


Рисунок 55 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (22 кэВ) для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -607$$

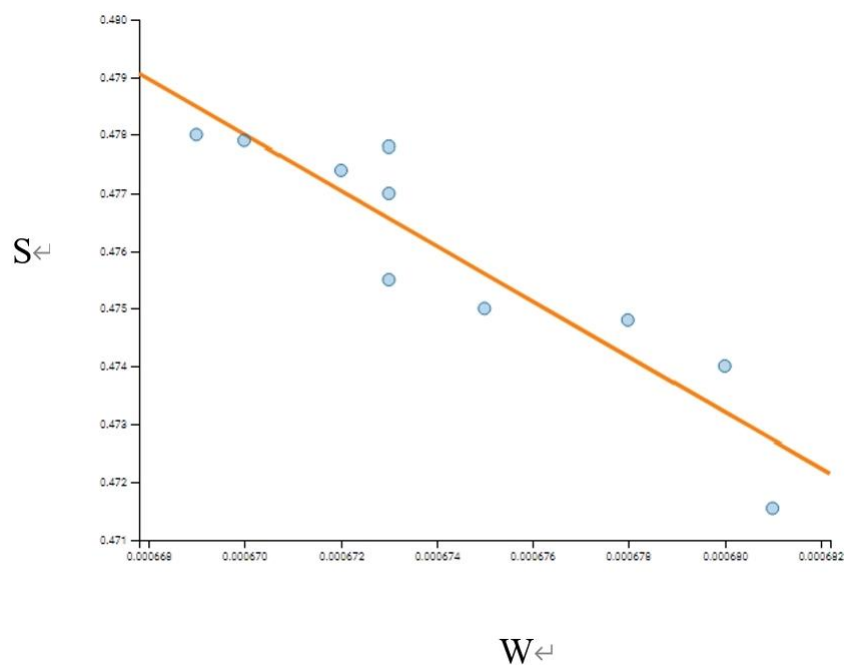


Рисунок 56 – Зависимость параметров ДУАЛ: $S = S(W)$ (29 кэВ) для всех исследованных (10) образцов стали 40CrNiMoA и ее линейной аппроксимации:

$$S(W) = KW + b, \text{ где } K - \text{угловой коэффициент, } K = -607$$

Из представленных результатов видно, что величина углового коэффициента K линейной зависимости $S(W)$ монотонно изменяется с ростом толщины зондируемого позитронами поверхностного (белого) слоя и коррелирует с монотонным изменением параметра S ДУАЛ. При этом этот параметр K является усредненным параметром для всех (10) исследованных образцов и более надежно показывает при каких толщинах поверхностного слоя параметр K выходит на постоянные значения и можно предполагать и на значения, характерные для объемных слоев. Для стали 40CrNiMoA и стали GCr15 такой граничной толщиной белого слоя является слой около 170 нм.

Вопрос, связанный с аннигиляцией позитронов в белом слое, толщиной до 170 нм, можно проанализировать на примере образцов стали 40CrNiMoA, используя результаты распределения по глубине содержания основных элементов (Fe, C, Ni, Cr, Si, Mn) в исследуемых образцах по методу оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (рисунок 37, глава 3) и относительные зависимости ДУАЛ для 10 образцов стали 40CrNiMoA при различных параметрах высокоскоростного резания (источник позитронов с максимальной энергией 1,47 МэВ (^{44}Ti) по отношению к отожденному Fe и образцам графита (C), Cr, Ni, и Si, которые моделировали основные примеси в тонком поверхностном слое образцов стали 40CrNiMoA (рисунки 57, 58, 59)

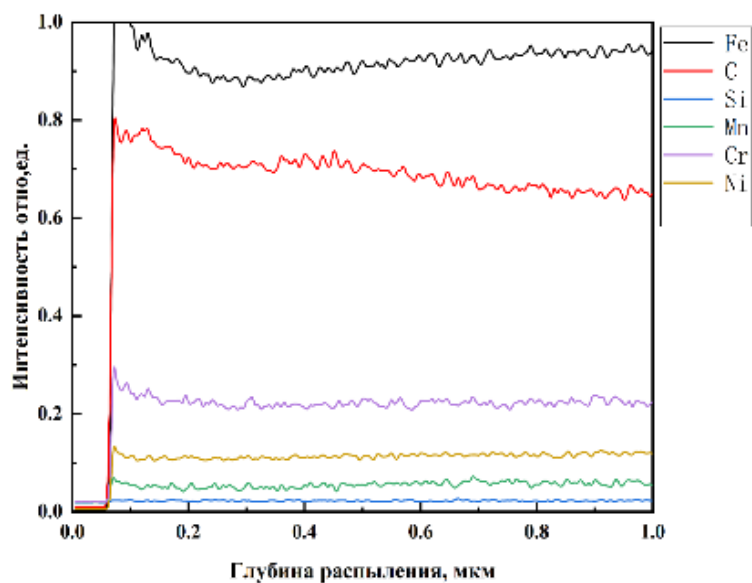


Рисунок 37 – Профили распределения элементов по глубине на стороне белого слоя стали 40CrNiMoA ($v=503\text{ м/мин}$, $f=0,2\text{ мм/об}$, $t=0,2\text{ мм}$) (средняя толщина белого слоя около 11 мкм)

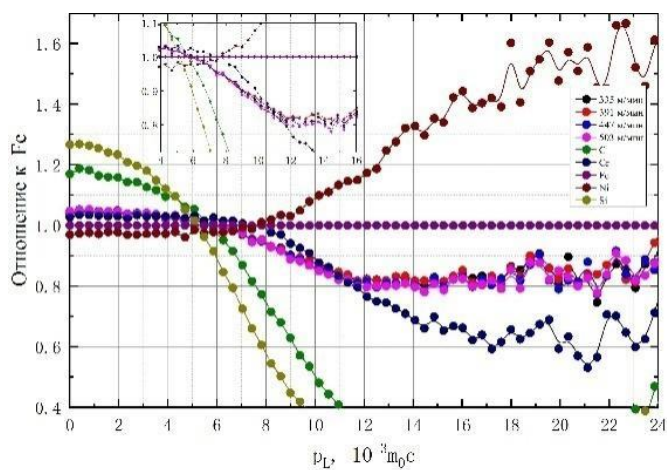


Рисунок 57 – Зависимости ДУАЛ по отношению к Fe, C, Cr, Ni, и Si в зависимости от скорости резания для образцов из стали 40CrNiMoA ($f=0,2\text{ мм/об}$, $t=0,2\text{ мм}$).

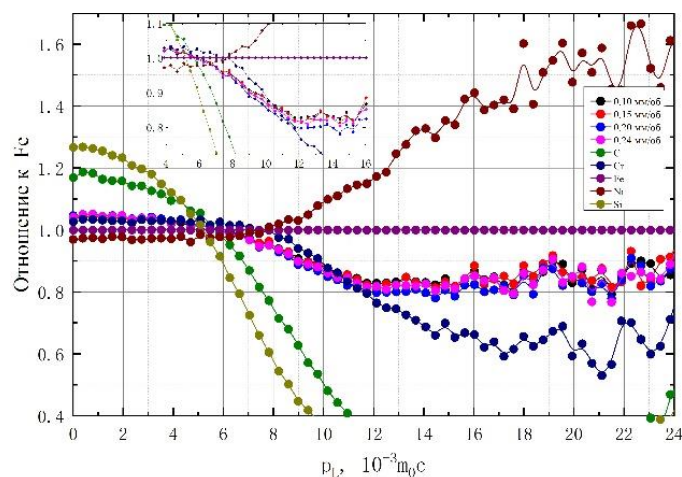


Рисунок 58 – Зависимости ДУАЛ по отношению к Fe, C, Cr, Ni, и Si в зависимости от подачи для образцов из стали 40CrNiMoA ($v=503\text{м/мин}$, $t=0,2\text{мм}$).

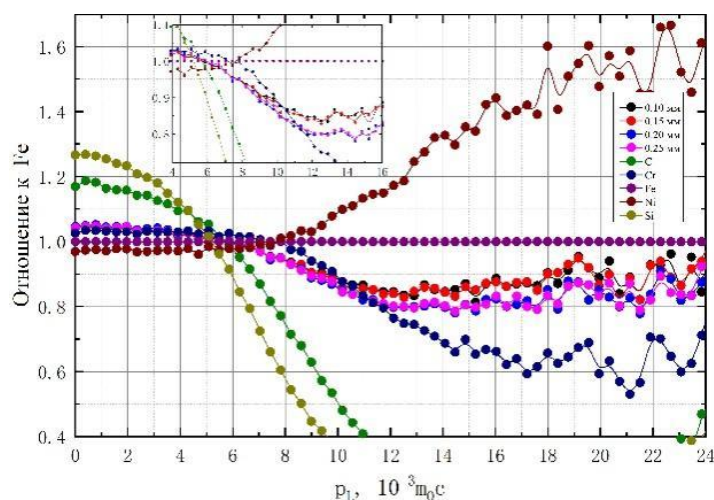


Рисунок 59 – Зависимости ДУАЛ по отношению к Fe, C, Cr, Ni, и Si в зависимости от глубины резания для образцов из стали 40CrNiMoA ($v=503\text{м/мин}$, $f=0,2\text{мм/об}$).

Т.к. S - параметр ДУАЛ характеризуется малыми значениями импульса аннигилирующих электрон-позитронных пар, и его величина имеет наибольшие значения в тонком слое, толщиной до 170 нм, то логично связать такое поведение с повышенным содержанием углерода в этом слое (рисунок 37 глава 3), что также подтверждается повышенным вкладом низкоимпульсных электрон-позитронных

пар для графита по отношению к железу (рисунки 57-59). Возможный вклад Si представляется незначительным, т.к. не наблюдается заметного перераспределения этой примеси в сторону слоя, толщиной до 170 нм. Дополнительной и, наверное, основной причиной таких изменений S - параметра ДУАЛ является повышенное содержание дефектов вакансионного типа, на что указывает уменьшение содержания железа в данном слое и до толщин – около 500 нм (рисунок 37, глава 3).

Выводы по главе 4

Для всех исследованных образцов при использовании источника позитронов с максимальной энергией 1,47 МэВ (толщина зондируемого слоя около 140 мкм) вне зависимости от параметров высокоскоростного резания наблюдались три компоненты времени жизни позитронов, для 40CrNiMoA: $\tau_A = 150 \pm 2$ пс, $\tau_B = 168 \pm 2$ пс и $\tau_F = 91 \pm 5$ пс, для GCr15: $\tau_A = 147 \pm 2$ пс, $\tau_B = 240 \pm 2$ пс и $\tau_F = 106 \pm 6$ пс.

Компонента τ_F соответствует теоретическим и экспериментальным значениям времен жизни делокализованных позитронов в кристаллической решетке железа. Компоненты τ_A и τ_B превышают τ_F и очевидно соответствуют вакансионным дефектам. Сравнение с расчетными данными и тот факт, что значения τ_A очень близки для исследуемых сталей позволяет сделать вывод, что таким центром захвата позитронов должна быть моновакансия железа, в состав которой входит основная примесь – углерод, что подтверждается также большим значением ее интенсивности для GCr15, где содержание углерода больше чем для 40CrNiMoA.

Аналогичный анализ для τ_B компоненты позволяет ее сопоставить для стали 40CrNiMoA с центром на основе моновакансии железа, а для стали GCr15 с центром из трех вакансий железа.

Определены концентрации вакансионных дефектов в исследуемых сталях, для стали 40CrNiMoA: от 21 до 54 ppm, для стали GCr15: от 14 до 20 ppm, что свидетельствует о важной роли примеси углерода в образовании вакансионных дефектов при высокоскоростном резании. Об этом факте свидетельствует также значительное отличие углового коэффициента K линейной аппроксимации зависимости $S(W) = KW + b$ (параметров ДУАЛ), для стали 40CrNiMoA: $K = -1,9$, а для стали GCr15: $K = -6$.

С изменением параметров резания: скорости (при постоянных значений подачи и глубины), подачи (при постоянных значениях скорости и глубины), глубины (при постоянных значениях скорости и подачи) основные параметры ПАС, чувствительные к наличию позитрон-чувствительных дефектов (I_A , I_B , τ_{avg} , S), изменяются немонотонно, что свидетельствует о сложном характере изменений дефектной структуры исследуемых сталей в условиях высокоскоростного резания. Оптимальными параметрами высокоскоростного резания для минимизации дефектов вакансионного типа (в слое толщиной до 140 мкм) для стали 40CrNiMoA являются: скорость резания около 503 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм, а для GCr15: скорость резания около 520 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм.

Изменение параметров высокоскоростного резания исследованных образцов стали 40CrNiMoA и стали GCr15 существенно изменяет характеристики

позитронной аннигиляции в приповерхностных областях, где формируется белый слой. Глубинный профиль параметров S и W (ДУАЛ) и их линейной аппроксимации $S(W) = KW + b$ (при использовании пучков позитронов с энергией от 1 до 30 кэВ (толщина зондируемого слоя до 1,1 мкм) показал, что наиболее дефектным является поверхностный слой, толщиной до 170 нм (энергия позитронов – до 10 кэВ) для исследованных образцов, что было сопоставлено с вкладом примесных атомов углерода и вакансий железа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе впервые было проведено комплексное исследование закономерностей изменения кристаллической и дефектной структуры закаленных сталей 40CrNiMoA и GCr15 в зависимости от параметров высокоскоростного резания (скорость резания $v = 335-520$ м/мин, подача $f = 0,1-0,24$ мм/об, глубина резания $t = 0,1-0,25$ мм) с использованием комбинации метода ПАС и других методов.

Анализ результатов, полученных в данной работе, и других авторов показал, что в процессе высокоскоростного резания исследованных сталей выполняются условия для формирования специфического поверхностного белого слоя.

В частности:

1. Анализ микроструктуры поверхностного белого слоя стали GCr15 и стали 40CrNiMoA после высокоскоростного резания показал, что белый слой имеет более яркий цвет, чем матрица, что можно объяснить более высоким содержанием углерода в этой области, т.к. в процессе высокоскоростного резания поверхностный слой заготовки получает больше тепла, что приводит к повышению температуры ($T = 734-752^{\circ}\text{C}$), усилению теплового движения. Этот вывод подтверждается и тем фактом, что в стали GCr15, где содержание углерода больше, чем в стали 40CrNiMoA и толщина белого слоя больше: для стали GCr15 средняя толщина белого слоя составляет (8- 16мкм) а для стали 40CrNiMoA средняя толщина белого слоя составляет – (6-13мкм).

Для стали GCr15 с увеличением скорости резания $v = 347-520$ м/мин (при постоянных: $f = 0,2$ мм/об, $t = 0,2$ мм) средняя толщина белого слоя увеличивается (9 -15 мкм); с увеличением подачи $f = 0,1-0,24$ мм/об (при постоянных: $v = 520$ м/мин, $t = 0,2$ мм) толщина белого слоя также увеличивается (12-16 мкм); с увеличением глубины резания $t = 0,1-0,25$ мм (при постоянных $v = 520$ м/мин, $f = 0,2$ мм/об) средняя толщина белого слоя увеличивается (8-16 мкм).

Для стали 40CrNiMoA с увеличением скорости резания $v = 335-503$ м/мин (при постоянных $f = 0,2$ мм/об, $t = 0,2$ мм) средняя толщина белого слоя увеличивается (7-11 мкм); с увеличением подачи $f = 0,1-0,24$ мм/об (при постоянных $v = 503$ м/мин, $t = 0,2$ мм) средняя толщина белого слоя увеличивается (10-13 мкм); с увеличением глубины резания $t = 0,1-0,25$ мм (при постоянных $v = 503$ м/мин, $f = 0,2$ мм/об) средняя толщина белого слоя также увеличивается (6-13 мкм).

Высотный параметр шероховатости R_a обработанной поверхности исследованных сталей изменяется ($R_a = 0,75 - 2,12$ мкм) и растет с увеличением с ростом средней толщины белого слоя ($L = 6 - 16$ мкм).

Можно сделать вывод, что выбор оптимальных параметров резания при высокоскоростной обработке заготовок может эффективно улучшить качество ее поверхности.

Для сталей GCr15 и 40CrNiMoA глубинное распределение основных элементов различается, в том числе: марганец, хром, кремний и никель сильно не изменяются по глубине образца как со стороны белого слоя, так и с обратной стороны, а распределение углерода и железа показывает наибольшие величины на малых толщинах и с ростом толщины поверхностного слоя со стороны белого слоя (до толщины 80 мкм) происходит монотонное уменьшение их содержания.

2. Для всех исследованных образцов при использовании источника позитронов с максимальной энергией 1,47 МэВ (толщина зондируемого слоя около 140 мкм) вне зависимости от параметров высокоскоростного резания наблюдались три компоненты времени жизни позитронов, для 40CrNiMoA: $\tau_A = 150 \pm 2$ пс, $\tau_B = 168 \pm 2$ пс и $\tau_F = 91 \pm 5$ пс, для GCr15: $\tau_A = 147 \pm 2$ пс, $\tau_B = 240 \pm 2$ пс и $\tau_F = 106 \pm 6$ пс.

Компонента τ_F соответствует теоретическим и экспериментальным значениям времен жизни делокализованных позитронов в кристаллической решетке железа. Компоненты τ_A и τ_B превышают τ_F и соответствуют вакансионным дефектам. Компонента τ_A соответствует центру захвата позитронов на основе моновакансии железа, в состав которой входит основная примесь — углерод.

Анализ для τ_B компоненты позволяет ее сопоставить для стали 40CrNiMoA с центром на основе моновакансии железа, а для стали GCr15 с центром из трех вакансий железа.

Определены концентрации вакансионных дефектов в исследуемых сталях, для стали 40CrNiMoA: от 21 до 54 ppm, для стали GCr15: от 14 до 20 ppm, что свидетельствует о важной роли примеси углерода в образовании вакансионных дефектов при высокоскоростном резании. Об этом факте свидетельствует также значительное отличие углового коэффициента K линейной аппроксимации зависимости $S(W) = KW + b$ (параметров ДУАЛ), для стали 40CrNiMoA: $K = -1,9$, а для стали GCr15: $K = -6$.

Оптимальными параметрами высокоскоростного резания для минимизации дефектов вакансионного типа (в слое толщиной до 140 мкм) для стали 40CrNiMoA являются: скорость резания около 503 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм, а для GCr15: скорость резания около 520 м/мин, подача около 0,20 мм/об, глубина резания около 0,15мм.

3. Изменение параметров высокоскоростного резания исследованных образцов стали 40CrNiMoA и стали GCr15 существенно изменяет характеристики позитронной аннигиляции в приповерхностных областях, где формируется белый слой. Глубинный профиль параметров S и W (ДУАЛ) и их линейной аппроксимации $S(W) = KW + b$ (при использовании пучков

позитронов с энергией от 1 до 30 кэВ (толщина зондируемого слоя до 1,1 мкм) показал, что наиболее дефектным является поверхностный слой, толщиной до 170 нм (энергия позитронов – до 10 кэВ) для исследованных образцов, что было сопоставлено с вкладом примесных атомов углерода и вакансий железа.

В заключении автор выражает искреннюю благодарность своему научному руководителю д.ф.-м.н., К.П. Арефьеву, за участие в обсуждении полученных результатов, поддержку и помощь в подготовке диссертационной работы, доценту, д.т.н., Р.С. Лаптеву за помощь в части экспериментального исследования, а также сотрудникам А.Д. Ломыгину и М.С. Сыртанову отделения экспериментальной физики инженерной школы ядерных технологий Томского политехнического университета за содействие в проведении экспериментов и обсуждении результатов. профессору д.т.н., Ли Цзиньцюань Института машиностроения ШПУ КНР за помощь в изготовлении образцов, доцентам, к.т.н., В.Н. Козлову и А.Г. Мельникову ИШНПТ ТПУ за консультации при анализе полученных результатов.

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ В ДИССЕРТАЦИИ

БС – белый слой

СОЖ – смазочно-охлаждающей жидкости

PCBN – кубический нитрид бора

ОМ – оптическая микроскопия

ОЭС-ТР – оптическая эмиссионная спектрометрия тлеющего разряда

ОЧГД – детектор на основе особо чистого германия

ФЭУ – фотоэлектронный умножитель

МД – многоканальный дигитайзер

ПК – персональный компьютер

СХД – сервер для хранения и обработки данных

СЭМ – сканированная электронная микроскопия

ПАС – позитронная аннигиляционная спектроскопия

СВЖП – спектроскопия времени жизни позитронов

ДУАЛ – доплеровское уширение аннигиляционной линии

СДУАЛ – совпадающее доплеровское уширение аннигиляционной линии

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhang L, Cheng B, Zhang J, Zhang L, Guo W, Liu J, Zhang L, Ye B. Microstructure of functional materials probed by positron annihilation spectroscopy // Sci. Sin. Phys. Mech. \& Astron – 2012, Vol. 42, P.1217–1225.
2. Ukai S, Hirad T, Okubo N. Positron annihilation lifetime spectroscopy of FeCr and FeCrAl oxide dispersion strengthened (ODS) alloys // Materials Characterization – 2024. Vol. 211. P.113813-113822.
3. Боровский Г.В, Молодык С.У. Высокоскоростное резание деталей из черных и цветных металлов инструментами из сверхтвердых материалов // ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ –1999. Т. 13. С.1–2.
4. Duan C, Zhang F.Y, Xu X.X. Study on White Layer Formation in High Speed Machining of Hardened Steel // Journal of Dalian University of Transportation – 2016, Vol. 37. № 6. P. 21–25.
5. Barry J, Byrne G. Cutting tool wear in the machining of hardened steels // Wear – 2001, Vol. 2. № 247. P. 139-151.
6. Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин / М:Машиностроение – 1988. С. 240.
7. Рыжов Э.В., Суслов А.Г., Федоров В.П. Технологическое обеспечение эксплуатационных свойств деталей машин / М: Машиностроение – 1979. С. 176.
8. Гусенков А.П. Методы и средства упрочнения поверхностей деталей машин / М: Наука – 1992. С. 405.
9. Когаев В.П., Дроздов Ю.Н. Прочность и износостойкость деталей машин / М: Высшая школа – 1991. С. 319.

10. Особенности закалочного деформирующего резания/ Зубков Н.Н. [и др.] // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты) – 2018. Вып. 20. № 2. С. 35-49.
11. Bulpet R. The characterisation of white-etching layers formed on engineering steels: thesis submitted for a degree of Doctor of Philosophy. Brunel Technological Institute – 1990. P. 248.
12. Machining fundamentals and recent advances / edited by J. Paulo Davim. Springer – 2008. P.361.
13. Кудряков О.В. Природа «белых слоев» и принципы их целенаправленного использования в технологиях упрочнения металлических сплавов: дис. ... д-ра техн. наук. Ростов-на-Дону – 2000. С. 361.
14. Zhang F.Y, Duan C, Sun W, Ju K. Effects of cutting conditions on the microstructure and residual stress of white and dark layers in cutting hardened steel // Journal of Materials Processing Technology – 2018, Vol. 37. № 6. P. 1–32.
15. Ambrogio G, Renzo S, Gagliardi F. White and Dark Layer Analysis Using Response Surface Methodology // Key Engineering Materials – 2012, Vol. 506. P. 1335-1340.
16. Sundaram R. M., Lambert B. K. Surface roughness variability of AISI 4140 steel in fine turning using carbide tools // International Journal of Production Research. – 1979. Vol. 17. №. 3. P. 249-258.
17. Шашок А. В, Брылова Т. Б, Кутышкин А. В. Оценка температуры резания при высокоскоростном точении конструкционных сталей // Машиностроение и машиноведение. – 2017, № 1. P. 22–26.
18. Grzesik W., Niesony P.. FEM – based thermal modelling of the cutting process using

- power law temperature dependent concept // Archives of Materials Science and Engineering. – 2008. Vol. 29. Issue 2. P. 105-108.
19. Y Choi. Influence of a white layer on the performance of hard machined surfaces in rolling contact // Proceed-ings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2010. Vol. 224. P. 1207-1215.
 20. Duan C.Z, Zhang F.Y, Kou W.N, Wei B. Martensitic transformation of surface white layer in high speed hard cutting // Journal of Jilin University (Engineering and Technology Edition) – 2019.Vol. 49 № 5. P. 1575-1583.
 21. Wu S.X, Liu G.D, Zhang W.F, Chen W.L, Wang C.Y. Formation mechanism of white layer in the high-speed cutting of hardened steel under cryogenic liquid nitrogen cooling // Journal of Materials Processing Tech – 2022, Vol. 302. P. 1-17.
 22. Hosseini S.B, Klement U. A descriptive phenomenological model for white layer formation in hard turning of AISI 52100 bearing steel // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology – 2021, Vol. 32. P. 299 – 310.
 23. Anupam A, Manas D. White layer analysis of hard turned AISI 52100 steel with the fresh tip of newly developed HSN2 coated insert // Journal of Manufacturing Processes – 2019, Vol. 46. P. 16 – 25.
 24. Zhang F.Y, Duan C.Z, Xu X.X, Wang M.J. Influence of cutting condition on white layer induced by high speed machining of hardened steel // Int J Adv Manuf Technol – 2018, Vol. 98. P. 77 – 84.
 25. Huang X. et al. Experimental study on white layers in high-speed grinding of AISI52100 hardened steel //Journal of Mechanical Science and Technology. – 2015. Vol. 29. №. 3. P. 1257-1263.

26. German G, Florian S, Marcel P, Michael G, Günter B, Volker S. Effect of thermomechanical loads and nanocrystalline layer formation on induced surface hardening during orthogonal cutting of AISI 4140 // *Procedia CIRP* – 2022, Vol. 108. P. 228–233.
27. Han S, Shreyes N. M, Michael S. H, Thomas R. W. White layer formation due to phase transformation in orthogonal machining of AISI 1045 annealed steel // *Materials Science and Engineering A* – 2008, Vol. 488. P. 195–204.
28. Zhang X.M, Chen L, Ding H. Effects of process parameters on white layer formation and morphology in hard turning of AISI52100 steel // *Journal of Manufacturing Science and Engineering* – 2016, Vol.30. P. 1–6.
29. Zhang F.Y, Duan C.Z, Wang M.J, Sun W. White and dark layer formation mechanism in hard cutting of AISI52100 steel // *Journal of Manufacturing Processes* – 2018, Vol. 32. P. 878–887.
30. Duan C.Z, Zhang F.Y, Sun W, Xu X.X, Wang M.J. White layer formation mechanism in dry turning hardened steel // *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing*– 2018, Vol. 12. P. 1–12.
31. Liu Z X, Huang S T, Zhang Y P. Research on the effect of cutting dosage on the cutting temperature of high-efficiency milling of high-strength steel // *Weapon Materials Science and Engineering* – 2023, Vol. 46. № 4. P. 80-85.
32. Guo Y.B, Sahni J. A comparative study of hard turned and cylindrically ground white layers // *International Journal of Machine Tools & Manufacture* – 2004, Vol. 44. P. 135 – 145.
33. Zieliński A., Sobieszczyk S. Hydrogen-enhanced degradation and oxide effects in

- zirconium alloys for nuclear applications // Int. J. Hydrog. Energy – 2011, Vol. 36, № 14. P. 8619 – 8629.
34. Арефьев К.П. и др. Аннигиляция позитронов в насыщенном водородом титане // Физика Твердого Тела – 2003. Т. 45, № 1. С. 3–7.
35. Лаптев Р.С. Разработка метода аннигиляции позитронов для контроля дефектной структуры в системах металл-водород: диссертация на соискание степени кандидата технических наук // Томск: Томский политехнический университет – 2014. С.129.
36. Čížek J. Hydrogen-induced defects in bulk niobium // Phys. Rev. B – 2004. Vol. 69, № 22. P. 224106.
37. Fukai Y. The Metal-Hydrogen System: Basic Bulk Properties // Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg – 2005.
38. Рощина Т.М. Адсорбционные явления и поверхность // Соровский образовательный журнал – 2008, Т. 36. № 2. С. 89–98.
39. Dornheim M. Thermodynamics of Metal Hydrides: Tailoring Reaction Enthalpies of Hydrogen Storage Materials // Thermodynamics - Interaction Studies - Solids, Liquids and Gases / под ред. Moreno Piraján J.C. InTech – 2011. P.15-18
40. J.Dryzek, P. Horodek. GEANT4 Simulation of Slow Positron Beam Implantation Profiles // Nuclear Instruments and Methods in Phys. Res. – 2008. Vol. 266, P. 4000-4009.
41. Dergachev Yu.M. A model of hydrogen absorption by metals // Inorg. Mater – 2009, Vol. 45, № 8. P. 863–866.
42. Tulk E, Kerr M, Daymond M.R. Study on the effects of matrix yield strength on

- hydride phase stability in Zircaloy-2 and Zr 2.5wt% Nb // J. Nucl. Mater – 2012, Vol. 425, № 1–3. P. 93–104.
43. Züttel A. Hydrogen: the future energy carrier // Philos. Trans. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci – 2010, Vol. 368, № 1923. P. 3329–3342.
44. K.M. Mostafa, J. De Baerdemaeker, P.R. Calvillo, N. Van Caenegem, Y. Houbaert, D. Segers. A Study of Defects in Iron Based Alloys by Positron Annihilation Techniques // Proceedings of the 37th Polish Seminar on Positron Annihilation, ACTA PHYSICA POLONICA A – 2008, Vol. 113. № 5.
45. Grafutin V.I, Ilyukhina O.V, Kozlov Yu.F, Meshkov I.N, Myasishcheva G.G, Prokop'ev E.P, Savel'ev G.I, Timoshenkov S.P, Chaplygin Yu.A, Funtikov Yu.V, Khmelevskii N.O, Yakovenko S.L. Application and Development of Methods of Positron Annihilation Spectroscopy for Definition of the Nature, Concentration and Size of Nanoobjects in Materials and Nanomaterials on Basis of Silicon and Iron. Review // European Researcher – 2012, Vol. 28. № 9-1. P. 1323-1354.
46. Yasushi Kamimura, Tetsuo Tsutsumi, Eiichi Kuramoto. Calculations of positron lifetimes in a jog and vacancies on an edge-dislocation line in Fe // PHYSICAL REVIEW – 1995, Vol. 52. № 2. P. 879-889.
47. Jerzy Dryzek. Detection of tribolayer in different metals using positron lifetime spectroscopy // Tribology International – 2018, Vol. 1. №1. P. 1-33.
48. Reddy K.R., Carrigan R.A. On the doppler broadening of two-photon positron annihilation radiation // Il Nuovo Cimento B Ser. 10 – 1970, Vol. 66, № 1. P.105–119.
49. Eberth J, Simpson J. From Ge(Li) detectors to gamma-ray tracking arrays–50 years

- of gamma spectroscopy with germanium detectors // Prog. Part. Nucl. Phys – 2008. Vol. 60, № 2. P. 283–337.
50. Campbell J.L. Radionuclide emitters for positron-annihilation studies of condensed matter // Nucl. Instrum. Methods – 1974. Vol. 116, № 2. P. 369–380.
 51. Krause-Rehberg R., Leipner H.S. Positron Annihilation in Semiconductors // Berlin: Springer-Verlag – 1999, Vol. 127. P.100.
 52. Jerzy Dryzek, Paweł Horodek. Slow positron beam studies of zirconium exposed to dry sliding // Journal of Physics: Conference Series – 2017. Vol. 796, P. 1–4.
 53. Нехин М, Кузнецов А, Шапон П. Спектрометр тлеющего разряда PROFILER-2-мощный аналитический инструмент послойного анализа материалов //Аналитика – 2012, Т. 5. – № 4. С. 34-43.
 54. Wilke M. et al. Glow discharge optical emission spectroscopy for accurate and well resolved analysis of coatings and thin films // Thin Solid Films –2011, Vol. 520. № 5. P. 1660-1667.
 55. Galindo R. E. et al. Comparative depth-profiling analysis of nanometer-metal multilayers by ion-probing techniques // TrAC Trends in Analytical Chemistry – 2009. Vol. 28. № 4. P. 494-505.
 56. Mercier D. et al. GD-OES and XPS coupling: A new way for the chemical profiling of photovoltaic absorbers // Applied Surface Science – 2015, Vol.347. P. 799-807.
 57. Malherbe J. et al. The effect of glow discharge sputtering on the analysis of metal oxide films // Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy – 2009. Vol. 64. № 2. P. 155-166.

58. Čížek J. Hydrogen-induced defects in niobium studied by positron annihilation spectroscopy // J. Alloys Compd – 2005, Vol. 404. P. 580–583.
59. Sharp R.A., Diamond R.M. A New Titanium Nuclide: Ti 44 // Phys.Rev – 1954, Vol. 96. № 6. P. 1713–1713.
60. Staab T.E., Somieski B, Krause-Rehberg R. The data treatment influence on the spectra decomposition in positron lifetime spectroscopy Part 2: The effect of source corrections // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. Accel. Spectrometers Detect. Assoc. Equip – 1996, Vol. 381, № 1. P. 141–151.
61. Djourellov N., Misheva M. Source correction in positron annihilation lifetime spectroscopy // J. Phys. Condens. Matter – 1996, Vol. 8, № 12. P. 2081–2087.
62. McGuire S., Keeble D.J. Positron lifetime and implantation in Kapton // J. Phys. Appl. Phys – 2006. T. 39, № 15. P. 3388–3393.
63. McGuire S., Keeble D.J. Positron lifetimes of polycrystalline metals: A positron source correction study // J. Appl. Phys – 2006. Vol. 100, № 10. P. 103504.
64. Motta, A.T. Hydride Formation in Zirconium Alloys / A.T. Motta, L.-Q Chen // JOM. – 2012. – Vol. 64, № 12. – P. 1403–1408.
65. Черняева, Т.П. Водород в цирконии. Часть 2. Состояние и динамика водорода в цирконии / Т.П. Черняева, А.В. Остапов // Вопросы атомной науки и техники – 2014. Т. 2, № 90. С. 3–16.
66. Алефельда Г. Водород в металлах: В 2-х т.: пер. с англ. / под ред. Г. Алефельда, И. Фелькля. – М.: Мир –1981. – С. 430.
67. Гельд, П.В. Водород и несовершенства структуры металла / П.В. Гельд, Е.С. Кодес, Р.А. Рябов – Екатеринбург: Изд-во УрГУ, – 1979. С. 221.

68. Siemek K., Dryzek J. The computer code for calculations of the positron distribution in a layered stack systems // *Acta Physica Polonica A.* – 2014, Vol. 125, №. 3. P. 833-836.
69. C X.Z, S L.G, J S.X, Z R.G, W B.Y, W L. Advances in applications of positron annihilation spectroscopy to investigating semiconductor microstructures // *Acta Phys. Sin* – 2017, Vol. 66, P.27-37.
70. Lyu J.Z, Laptev R, Dubrova N. Positron Spectroscopy of Free Volume in Poly (vinylidene fluoride) after Helium Ions Irradiation // *Chinese Journal of Polymer Science (English Edition)* – 2019, Vol. 37, P. 527–534.
71. Solov'ev E.M, Spitsyn B.V, Laptev R.S, Lider A.M, Bordulev Y.S, Mikhailov A.A. Analysis of the Vacancy System of Restructured Zinc by the Positron Annihilation Method // *Technical Physics* – 2018, Vol. 63, P. 834–837.
72. Giebel D, Kansy J. A New Version of LT Program for Positron Lifetime Spectra Analysis. // *Materials Science Forum* – 2010, Vol. 666, P.138–141.
73. Giebel D, Kansy J. LT10 Program for Solving Basic Problems Connected with Defect Detection // *Physics Procedia* – 2012, Vol.35, P. 122–127.
74. Arutyunov N.Y, Elsayed M, Krause-Rehberg R, Emtse V.V, Oganessian G.A, Kozlovsk V.V. Positron annihilation on defects in silicon irradiated with 15 MeV protons // *J. Phys. Condens. Matter* – 2012, Vol. 25, P.35801.
75. Gelezunas V.L, Conn P.K, Price R.H. The Diffusion Coefficients for Hydrogen in β -Zirconium // *J. Electrochem. Soc* – 1963. Vol. 110, № 7. P. 799.

76. Kim S.S, Kwon S.C, Suk Kim Y. The effect of texture variation on delayed hydride cracking behavior of Zr–2.5%Nb plate // J. Nucl. Mater – 1999. Vol. 273, № 1. P. 52–59.
77. WU L. et al. Simulation of maize evapotranspiration at different growth stages using revised dual-layered model in arid Northwest China // Chinese Journal of Eco-Agriculture. – 2021. Vol. 25. № 5. P. 634-646.
78. Clement M, Nijs J. M, Balk P, Schut H. Veen Analysis of positron beam data by the combined use of the shape and wing-parameters // AIP Publishing, 1996 American Institute of Physics, Journal of Applied Physics Vol. 7. № 12. P.15.
79. Šedivý L, Čížek J, Belas E, Grill R, Melikhova O. Positron annihilation spectroscopy of vacancy-related defects in CdTe: Cl and CdZnTe: Ge at different stoichiometry deviations // Sci. Rep. – 2016, Vol. 6, P. 1–16.
80. Шмаков А.А, Смирнов Е.А, Брухертзойфер Х. Распределение и диффузия водорода в окисленных сплавах на основе циркония // Атомная Энергия –1998, Т. 85, № 3. С. 253–255.
81. Займовский А.С, Никулина А.В, Решетников Н.Г. Циркониевые сплавы в ядерной энергетике // Москва: Энергомиздат –1994. С.256.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Акт внедрения

TOMSK
POLYTECHNIC
UNIVERSITYТОМСКИЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ

Ministry of Science and Higher Education 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 +7-3822-606444, e-mail: tpu@tpu.ru, tpu.ru
OKPO (National Classification of Enterprises and Organizations): 02069303,
Company Number: 027000890168,
VAT/KPP (Code of Reason for Registration)
7018007264/701701001, BIC 016902004

Министерство науки и высшего образования 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 +7-3822-606444, e-mail: tpu@tpu.ru, tpu.ru
ОКПО 02069303, ОГРН 1027000890168,
ИНН/КПП 7018007264/701701001, БИК 016902004

№ _____

УТВЕРЖДАЮ

Директор Инженерной школы
новых производственных технологий ТПУ

В.С. Высокоморный

«19» _____ 2023 г.

Акт

внедрения результатов диссертационной работы
Цуй Цзян

Комиссия в составе:

Председатель: заведующий кафедрой – руководитель отделения на правах кафедры отделения машиностроения (ОМШ) А.А. Моховиков, к.т.н.; профессор ОМШ, д.т.н. Крауиньш П.Я., члены комиссии: профессор ОМШ Гаврилин А.Н., д.т.н., доцент ОМШ Козлов В.Н., к.т.н. составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы Цуй Цян «Позитронная аннигиляционная спектроскопия сталей GCr15 и 40CrNiMoA после высокоскоростной механической обработки», представленная на соискание учёной степени кандидата технических наук по специальности 1.3.8 – Физика конденсированного состояния, используются в учебном процессе в отделении машиностроения Томского политехнического университета в лекциях и в методических материалах следующих дисциплин: М1.ВМ3.1.3.1 «Исследование процессов обработки резанием и режущего инструмента» (магистерская программа ООП 15.04.01 «Машиностроение», лектор доцент ОМШ Козлов В.Н.), Б1.ВМ2.1.2.1 «Проектирование и производство режущих инструментов», Б1.ВМ2.1.1.1 «Проектирование режущих инструментов» (бакалаврская программа ООП 15.03.01 «Машиностроение», лектор доцент ОМШ Козлов В.Н.), где рассматриваются методы обнаружения дефектов в режущем инструменте и в обработанной поверхности, а также влияние режима резания на наличие дефектов, а также при выполнении магистерских диссертаций студентами отделения машиностроения.

Председатель комиссии

Члены комиссии

А.А. Моховиков

П.Я. Крауиньш

А.Н. Гаврилин

В.Н. Козлов

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Акт внедрения

МИНОБРНАУКИ РОССИИ
Федеральное государственное
автономное образовательное
учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский
Томский государственный университет»
(ТГУ, НИ ТГУ)
ХИМИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ

Ленина пр., 36, г. Томск, 634050
Тел./факс (3822) 42-39-44
E-mail: dekanat@chem.tsu.ru
http://www.chem.tsu.ru

№ _____

И.о. декана химического факультета
Д-р. химических наук
факультет А.С. Князев
«3» _____ 2023



Акт внедрения

результатов диссертационной работы Цуй Цзян
в учебный процесс кафедры аналитической химии

Настоящим актом подтверждаем, что результаты диссертационной работы Цуй Цзян «Позитронная аннигиляционная спектроскопия сталей GCr15 и 40CrNiMoA после высокоскоростной механической обработки», представленная на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 1.3.8 – Физика конденсированного состояния, внедрены в учебный процесс на основании решения кафедры аналитической химии (протокол № 2 от 4.10.2023) при реализации следующих курсов: Б1.В.ДВ.01.01.04 «Анализ реальных объектов», Б1.В.ДВ.01.03.06 «Избранные главы химического материаловедения», а также при выполнении научно-исследовательских работ студентов и выпускных квалификационных работ (ОПОП «Фундаментальная и прикладная химия»).

Заведующий кафедрой аналитической химии,
канд. хим. наук, доцент



В.В. Шелковников

ПРИЛОЖЕНИЕ В

Акт внедрения



Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АРХИТЕКТУРНО-СТРОИТЕЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

пл. Соляная, 2, г. Томск, 634003, телефон (3822) 65-32-61, факс (3822) 65-24-22, e-mail: canc@tsuab.ru
ОКПО 02069295690001, ОГРН 1027000882886 ИНН/КПП 7020000080/701701001

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе

О.Г. Волокитин

«16» 11 2023



АКТ

Внедрения результатов диссертационной работы

Цуй Цзян

«ПОЗИТРОННАЯ АННИГИЛЯЦИОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ СТАЛЕЙ $GCr15$ и $40CrNiMoA$ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»
в учебный процесс

Выдан для предоставления в диссертационный совет, свидетельствующий о том, что в учебный процесс внедрены результаты научно-исследовательской деятельности в виде курса лекций и практических занятий для подготовки аспирантов по направлению 1.3.8 - Физика конденсированного состояния. Основные результаты диссертационной работы внедрены в виде курса лекций и практических занятий по дисциплинам образовательных модулей: 2.1.5. Физика конденсированного состояния; 2.1.3.1. Кристаллическая структура и кристаллография металлических систем и 2.1.3.2. Дефекты в твердых телах.

Зав. каф. физики, химии и теоретической
механики, д.ф.-м.н., профессор

Ю.В. Соловьева

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

Акт внедрения



沈阳理工大学

Акт
внедрения результатов диссертационной работы
Цуй Цзян

Настоящим актом подтверждаем, что результаты диссертационной работы Цуй Цзян «Позитронная аннигиляционная спектроскопия сталей GCr15 и 40CrNiMoA после высокоскоростной механической обработки», представленная на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 1.3.8 - Физика конденсированного состояния, используются в учебном процессе в институте машиностроения Шэньянского политехнического университета в лекциях и в методических материалах следующих дисциплин: «Материал машиностроения», «Технология производства машин», «Металлический материал и термообработка» и «Исследование процессов обработки резанием и режущего инструмента», где рассматриваются методы обнаружения дефектов в режущем инструменте и в обработанной поверхности, а также влияние режима резания на наличие дефектов, а также при выполнении магистерских диссертаций студентами института машиностроения.

Заведующий кафедры машиностроения, Li Jingchuan Джинчуан Ли
к.т.н, профессор

