

УДК 620.182:621.789

К.П. АРЕФЬЕВ, В.П. НЕСТЕРЕНКО, А.С. СУРКОВ, А.В. ВОДОПЬЯНОВ, Е.В. БЕЛИКОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИИ

Исследовался спектр времени жизни позитронов на поверхности и в приповерхностной структуре быстрорежущей стали Р6М5 с различными вариантами термической обработки. Установлена связь между параметрами аннигиляции позитронов и эксплуатационными характеристиками режущего инструмента.

Введение

Достоверное прогнозирование эксплуатационных свойств режущих инструментов является одной из основных проблем в машиностроительной индустрии. Известны различные подходы в контроле важнейших электрофизических и механохимических характеристик инструментальной стали, твердых сплавов, минералокерамики, которые в большей или меньшей степени позволяют ответить на вопрос о вероятном характере разрушения и продолжительности срока службы режущего инструмента.

Широкое использование в оценке качества инструментальной продукции нашли магнитные, электрические, тепловые, механические и другие средства контроля. Так, на основе указанных принципов контроля можно измерить твердость, вязкость разрушения, температуропроводность, удельную электропроводность, намагниченность насыщения, коэрцитивную силу, максимальную магнитную проницаемость и др. Располагая указанной информацией, можно составить представление о структурном и фазовом строении инструментального материала и с определенной достоверностью сделать заключение об ожидаемых эксплуатационных свойствах. Однако, как показывает опыт металлообрабатывающей промышленности, прогноз важнейших рабочих характеристик, определяющих продолжительность срока службы и качество выпускаемой продукции, выполняется только отчасти. Такое положение технического контроля является весьма неудовлетворительным и требует поиска и разработки более совершенных методов, позволяющих значительно надежнее устанавливать функциональную или в крайнем случае тесную корреляционную связь между изменениями величины контролируемого параметра и рабочими свойствами режущего инструмента. С помощью электронно-позитронной спектроскопии нами были проведены исследования особенностей структурного состояния быстрорежущей стали, подвергнутой различным вариантам термической обработки, и проделана попытка связать трансформацию строения и свойств составляющих материал химических элементов, твердых растворов и карбидных соединений с изменением износостойкости режущих инструментов.

Методика эксперимента

Для определения времени жизни позитронов приготавливались образцы из быстрорежущей стали, имеющие цилиндрическую форму с размерами диаметра 20 мм и высотой 8 мм. Величина микрорельефа исследуемой поверхности выдерживалась постоянной и составляла $R_z = 20_0^{+5}$ мкм. После проведения операции термической обработки образцы подвергались сначала предварительной, а затем и окончательной химической очистке. Последняя осуществлялась при ультразвуковой обработке в специальных моющих средах на автоматической линии. Измерение времени жизни позитронов осуществлялось на электрон-позитронном спектрометре с использованием радионуклидного источника натрия-22 активностью приблизительно $3,7 \cdot 10^5$ Бк. Временное разрешение аннигиляционной установки составляло 210 пс на шкале 50 нс. Расчет параметров временного распределения осуществлялся по программе *pozitronfit* «Resolution». Испытания на износостойкость и прочность сверл, изготовленных из той же партии стали, что и образцы, и получивших такую же, как и они, термическую обработку, производили на вертикально-сверлильном станке модели 2Н135. Сверление производилось без охлаждения и с охлаждением: в качестве смазочно-охлаждающей среды применялся 5%-й водный раствор эмульсола. Стойкостные испытания режущих инструментов производились при сверлении глухих и сквозных отверстий в заготовках из

конструкционной стали общего назначения марки 45 и хромоникелевой коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т. Сверла из быстрорежущей стали Р6М5 имели винтовую заднюю поверхность и следующие геометрические параметры: угол при вершине сверла 120° , передний угол 30° , задний угол 10° , шероховатость поверхности режущего клина составляла 20_0^{+5} мкм. Скорость резания изменялась от 10 до 40 м/мин. Скорость движения подачи сверла равнялась 0,2 мм/об. При испытаниях использовались сверла диаметром 6,8 мм.

Обсуждение результатов исследования

Известно, что между износостойкостью режущих инструментов, изготовленных из быстрорежущей стали и магнитными свойствами, такими, как коэрцитивная сила, остаточная магнитная индукция, максимальная магнитная проницаемость, намагниченность насыщения, характеризующими количественное содержание в структуре инструментального материала ферромагнитной фазы, существует корреляционная связь. Это обусловлено тем, что сопротивление изнашиванию у стальных инструментов пропорционально объему, образовавшемуся в процессе закалки и дополнительного отпуска, мартенсита – пересыщенному твердому раствору углерода в α -железе, обладающем магнитными свойствами. С помощью магнитных методов можно определить примерную температуру закалки, отпуска, продолжительность этих операций. Однако ошибка в определении параметров термической обработки может значительно увеличиться, если в стали имеется одна или несколько карбидных фаз различного объема или разной степени намагниченности насыщения. Это, в частности, характерно для быстрорежущих сталей с высоким содержанием ванадия и других легирующих элементов. В наибольшей мере точность магнитного метода снижается для отпущенной стали, если в присутствии избыточных парамагнитных карбидов легирующих элементов выделяется промежуточный ферромагнитный карбид. Происходящее при этом уменьшение концентрации углерода, увеличивающее намагниченность насыщения, например, после отпуска, часто неправильно можно принять за распад аустенита [1].

Насыщение аустенитного зерна углеродом при растворении в нем сложных карбидов состава $M_{23}C$, M_6C , MC и других, сопровождается, после закалки, возрастанием удельного электросопротивления стали. При этом наибольшее удельное сопротивление имеет инструментальный материал, подвергающийся закалке с максимально допустимой температурой. Этот факт свидетельствует о предельной степени насыщения аустенитного зерна углеродом и легирующими элементами. С увеличением температуры и количества циклов отпускных операций происходит увеличение выделений карбидов из мартенситной матрицы. Последнее приводит к некоторому снижению электросопротивления. Между изменениями электрических параметров быстрорежущих сталей и их структурой, а также, износостойкостью режущих инструментов, как показывают многочисленные исследования, прослеживается ограниченная корреляционная связь. Так, например, установлена тенденция к увеличению износостойкости режущего инструмента при сверлении конструкционной стали сверлами, закаленными с более высоких температур, по сравнению со стандартными. Просматривается также в данном случае преимущество отпуска, производимого при менее низких температурах и количестве циклов. При резании хромоникелевых сталей, наоборот, для увеличения износостойкости необходимо проведение закалки сверл с температур несколько более низких по сравнению с установленными. Отпуск, проводимый при повышенных температурах, также благоприятно сказывается в данном случае на структурном состоянии инструментального материала, предназначенного для резания этих сталей.

Между структурой инструментального материала, теплопроводностью и износостойкостью прослеживается примерно такая же связь, как и при использовании метода электропроводности. С увеличением теплопроводности износостойкость инструментов при резании менее теплопроводных обрабатываемых материалов возрастает. При увеличении в твердом растворе углерода и легирующих элементов теплопроводность снижается. Однако с увеличением температуры и количества последующих отпусков она возрастает. Для быстрорежущей стали наблюдается возрастание теплопроводности с повышением температуры отпуска в некоторых рабочих пределах, не вызывающих значительного снижения легированности α -раствора. В связи с этим количественной зависимости между теплопроводностью, электропроводностью и состоянием структуры не наблюдается, а поэтому трудно прогнозировать эксплуатационные свойства режущих инструментов.

С увеличением твердости снижается вероятность смятия режущей кромки вследствие действия на нее высоких контактных механических и тепловых напряжений. Однако при чрезмерном

повышении твердости инструментального материала снижается его вязкость. При недостаточной вязкости возрастает опасность хрупкого разрушения режущего инструмента, особенно в условиях действия значительных динамических нагрузок. Вследствие этого для обеспечения приемлемых эксплуатационных характеристик необходимо оптимальное сочетание твердости и вязкости. При резании конкретных материалов происходит преимущественное проявление определенного вида износа и, в связи с этим, требуется получить в процессе закалки и отпуска структуру с повышенной твердостью и вязкостью, в большей степени создающих противодействие деструктивным процессам при износе режущего клина. Поэтому прогнозирование износостойкости быстрорежущих инструментов, путем измерения только их твердости, является очень неточным. С помощью измерения твердости можно дать только ответ о том, работоспособен инструмент или нет.

Имеется множество исследований, в которых предпринимались попытки с помощью метода электрон-позитронной спектроскопии связать структурное состояние материалов с их физико-механическими характеристиками. Для быстрорежущей инструментальной стали чрезвычайно важным при термической обработке является правильный выбор температур закалки и отжига-отпуска. Только оптимальная температура закалки обеспечивает получение структуры и состава мартенсита, гарантирующего после дополнительного отпуска максимально возможную износостойкость режущего инструмента. Известно, что дефектность структуры инструментальной стали достаточно высокая. Так, плотность дислокации в мартенситной матрице составляет 10^{-11} см^{-2} , а в карбидной структуре – 10^{-8} см^{-2} . В процессе термической обработки происходит количественное и качественное перераспределение дефектов вакансионного типа в отдельных структурных компонентах стали. Исследования структуры инструментальной стали позволяют получить информацию об электронной плотности вблизи дефектов у отдельных фаз и соединений. Принятая стратегия обработки полученных данных существенно сказывается на последующее установление степени тесноты корреляционной связи между временем жизни и износостойкостью режущего инструмента. Мы считаем, что износостойкость режущего инструмента зависит не только от интегральной концентрации вакансионных дефектов, но, и в еще большей мере, от качественного распределения дефектов на группы, по величине энергии их образования и скорости миграции. Энергетическое состояние отдельных вакансий и вакансионных комплексов с высоким уровнем соответствия отражают структурное строение инструментального материала. При обработке результатов исследования времени жизни позитронов применялась двухкомпонентная модель захвата. Спектр среднего времени жизни позитронов τ_0 для быстрорежущей стали раскладывали на 2 компонента. Короткоживущий компонент τ_1 соответствует захвату позитронов вакансиями и дислокациями, а долгоживущий τ_2 – аннигиляции позитронов в вакансионных комплексах и микропорах.

На рис. 1 представлены графики зависимости времени жизни позитронов от величины температуры закалки стали Р6М5. С увеличением температуры нагрева перлитная структура стали пре-

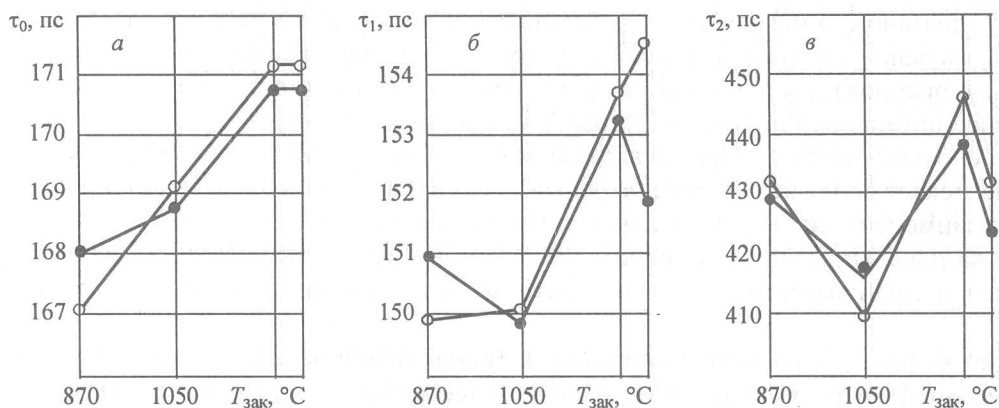


Рис. 1. Изменение времени жизни позитронов в зависимости от температуры закалки (сталь Р6М5): а – среднее время жизни τ_0 ; б – время жизни позитронов при аннигиляции на вакансиях и дислокациях τ_1 ; в – время жизни позитронов при аннигиляции на вакансионных комплексах и мелких порах τ_2 . ○ – закалка в открытой атмосфере; ● – закалка в соляной ванне

вращается в аустенитную. При температуре, близкой к 1300°C , почти весь углерод и легирующие элементы растворяются в аустените – твердом растворе углерода в γ -железе. Часть аустенита, образовавшегося в структуре при нагревании стали до некоторой температуры, в процессе закалки,

превращается в мартенсит – пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе, другая – меньшая часть – остается непревращенной. Твердость, упругость, прочность, вязкость, теплостойкость и другие важнейшие свойства мартенсита – основной структурной составляющей части инструментальной стали – определяются количеством растворившегося в аустените углерода и легирующих элементов. С увеличением температуры закалки степень растворимости углерода и легирующих элементов в γ -железе возрастает. Параллельно с этим увеличивается количество непревращенного аустенита в результате закалки. Объектами аннигиляции позитронов, на наш взгляд, в структуре, непрерывно превращающейся в зависимости от температуры закалки, могут быть: мартенсит, аустенит, карбидные сегрегации, межфазные границы.

Структурное состояние компонентов стали характеризуется определённой степенью дефектности – наличием вакансий, дивакансий, пор, дислокаций. Чувствительность способа контроля с помощью позитронной спектроскопии к изменению степени вакансионной дефектности в объекте проявляется при 10^{-7} вакансий на атом и достигает положения насыщения при 10^{-3} вакансий. Эти концентрации достигаются вследствие появления тепловых вакансий в стали при нагревании её до соответствующих температур аустенизации и, вакансий, которые формируются в ходе микропластической деформации, вследствие мартенситных превращений. В процессе закалки происходит «замораживание» состояния высокой концентрации структурной дефектности. Энтальпии образования вакансий в различных структурных составляющих инструментальной стали существенно различаются. Наиболее низкая теплота образования вакансий в низколегированных карбидах. В высоколегированных карбидах $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C , MC , где кроме железа присутствуют в большом количестве атомы вольфрама, молибдена, хрома, ванадия, энтальпия образования тепловых вакансий существенно выше. Это также подтверждается косвенным образом – наличием у рассматриваемых соединений низких значений параметров диффузии и самодиффузии атомов [1]. При термической обработке стали происходит процесс фазового превращения со сменой типа кристаллической решётки. С увеличением температуры нагрева под закалку и, соответственно, с ростом количества растворившегося в аустените углерода и легирующих элементов степень искажения мартенситной решётки возрастает. В ней формируется структура с высоким уровнем содержания закалочных вакансий и плотностью дислокации. Часть тепловых вакансий, которые находились в зоне интенсивных превращений, залечивается, другая часть вместе с возникающими вследствие фазового перехода образует общий ансамбль дефектного состояния инструментального материала. Из рис. 1,а видно, что среднее время жизни позитронов в структуре стали с увеличением температуры закалки возрастает и достигает при достаточно высоких температурах своего насыщения. При этом соответственно увеличивается степень вакансионной дефектности образующегося мартенсита, его тетрагональность. Закалка с температуры 1225°C дает наибольшую степень искажения мартенситной решетки. Формирование дефектности при температурах нагрева под закалку от 870 до 1050°C связано с аннигиляцией структурных несовершенств в перлите, на границах зерен и с началом образования тепловых вакансий в аустенитных зёрнах. Нарастание величины дефектности (см. тот же рисунок) для образцов, закаливаемых на воздухе и в соляной ванне, является различным. Менее интенсивно процесс образования дефектной структуры происходит при закалке в соляной ванне (зависимость 1). При закалке на воздухе (зависимость 2) формирование дефектной структуры протекает более интенсивно; вероятно, это связано с окислительными процессами и характеризует взаимодействие поверхностных атомов с атомами элементов окружающей среды. Образующиеся на поверхности окислы имеют высокую степень нестехиометрии, проявляющуюся в наличии вакансионной дефектности с существенным недостатком атомов в металлической подрешётке [2].

Как видно из рис. 1,б, на этом этапе закалки время жизни позитронов, выраженное короткоживущей компонентой τ_1 , для одного из вариантов термообработки остаётся почти неизменным, что указывает на установившийся баланс кинетического равновесия в образовании и аннигиляции точечных дефектов и дислокаций. Для другого варианта прослеживается даже преимущественный ход развития релаксационных процессов. В большей степени рассматриваемая тенденция проявляется (рис. 1,в) в изменении времени жизни позитронов долгоживущей компоненты τ_2 в структуре стали, имеющей высокую плотность двойных и тройных вакансий, вакансионных групп, мелких пор. Время жизни позитронов τ_2 в данном случае заметно снижается. На рассматриваемом

этапе температурных превращений полностью заканчивается переход перлитной структуры в аустенитную.

При закалке с температур 1050–1225°C начинается процесс активного насыщения объема аустенитного зерна углеродом и легирующими элементами. У формирующейся после закалки структуры наблюдается непрерывный рост времени жизни инжектированных в поверхностный слой позитронов и, как основание для этого, увеличивающаяся степень вакансионной, дислокационной и мелкопоровой дефектности. В результате роста количества растворённого углерода и легирующих элементов в аустените возникают благоприятные условия для увеличения концентрации в структуре стали тепловых вакансий. Усиливающийся процесс образования вакансий происходит на эндотермической стадии растворения эвтектических и вторичных карбидов. С достижением равновесия, наступающего при равенстве удельной поверхностной энергии частицы и окружающего твёрдого раствора, процесс образования тепловых вакансий прекращается [2].

При закалке образцов с температур, находящихся в диапазоне 1225–1275°C, среднее время жизни позитронов не изменяется. Нагревание до этих температур приводит почти к полному растворению вторичных карбидов в аустените. Плотность тепловых вакансий в структуре аустенита достигает своего предельного насыщения. Вследствие растворения и измельчения карбидов в аустенитном зерне снижается уровень вакансионной дефектности, формируемой мартенситным превращением. Поэтому, как видно из рис. 1,б, время жизни позитронов, захватываемых вакансиями и дислокациями у образцов, подвергающихся закалке в растворе солей, снижается. Для образцов, закаливаемых на воздухе, время жизни τ_1 возрастает, однако с меньшей интенсивностью, чем в предыдущем температурном интервале.

В последнем случае снижение плотности вакансий микродеформационного происхождения компенсируется образованием в поверхностных и приповерхностных слоях, в первую очередь, оксидов, оксикарбидов, оксинитридов, карбониллов, карбонилгидридов и других комплексов, имеющих высокую степень несовершенства кристаллической решётки. Получению указанных соединений на поверхности способствуют высокая изначальная температура, наличие открытой атмосферы и значительная каталитическая активность плёнок соляных расплавов. Время жизни позитронов для долгоживущей компоненты, обусловленной наличием в структуре стали высокой плотности вакансионных комплексов и пор, как видим из рис. 1,в, для обоих типов образцов снижается. Из характера рассматриваемой зависимости также, следует, что уровень времени жизни позитронов для образцов, закаливаемых в воздушной среде, выше. В некоторой степени, это связано с дополнительным насыщением аустенита поверхности атомами окружающей газовой среды и формированием в процессе мартенситного превращения структуры с большей искаженностью кристаллической решетки и большим удельным весом вакансионных скоплений и пор. Однако более вероятным объяснением рассматриваемого факта следует считать неравномерную интенсивность охлаждения на воздухе по сравнению с охлаждением в соляной ванне и получением вследствие этого мартенситной структуры с большим разбросом степени мелкопоровой дефектности.

Отпуск является важнейшей составляющей частью термической обработки инструментальной стали, выполняемой после закалки. При отпуске происходит выделение карбидов из мартенсита, превращение аустенита в α -твёрдый раствор и карбиды, обособление карбидов, образование карбидных колоний, перераспределение микронапряжений между фазами. Отпуск проводится при температуре 540–580°C в течение нескольких циклов. Продолжительность одного цикла составляет 40–60 мин. Очередной цикл возобновляется при снижении температуры в процессе охлаждения на воздухе до 20°C.

На рис. 2 показано изменение времени жизни позитронов в зависимости от количества проведенных отпусков для образцов стали Р6М5, закаленных после нагрева до 1225 и 1275°C. Среднее время жизни позитронов является обобщающей характеристикой дефектности структуры и, как показано на рис. 2,а, имеет тенденцию к снижению для обоих вариантов операций термообработки. У образцов, закаленных с температуры 1225°C, среднее время жизни снижается равномерно и непрерывно после каждого последующего проведенного цикла. Изменение среднего времени жизни позитрона у образцов, закаленных от температуры 1275°C, имеет свои особенности. Так, первый отпуск сопровождается более интенсивным снижением среднего времени, а после второго, наоборот, наблюдается некоторое увеличение этого параметра. Такое изменение рассматриваемых зависимостей в результате отпускных операций определяется исходным состоянием мартенсит-

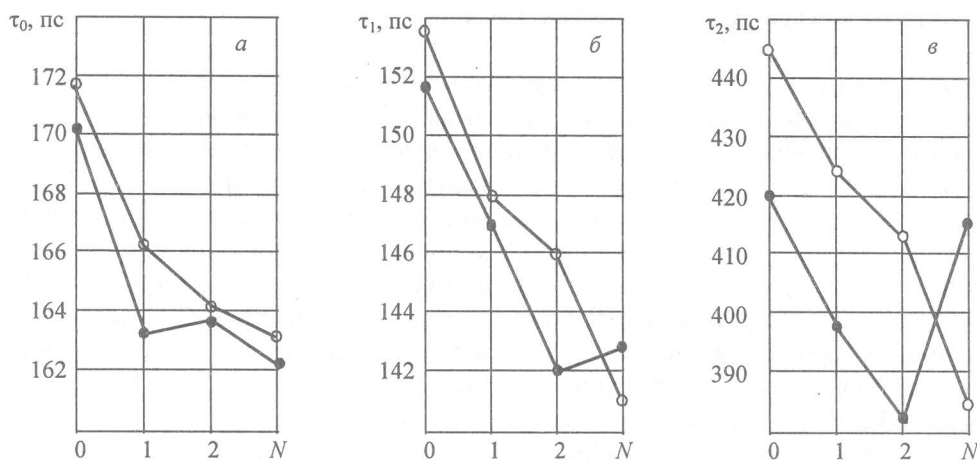


Рис. 2. Изменение времени жизни позитронов в зависимости от количества проводимых отпусков N (сталь Р6М5): а – среднее время жизни τ_0 ; б – время жизни позитронов при аннигиляции на вакансиях и дислокациях τ_1 ; позитронов при аннигиляции; в – время жизни аннигиляции на вакансионных комплексах и мелких порах τ_2 . о – отпуск образцов, закаленных при 1225°C; ● – отпуск образцов, закаленных при 1275°C

ных структур, сформировавшихся после закалки. У быстрорежущей стали, закаленной с 1225°C, интегральный уровень внутренних напряжений выше по сравнению с закалкой с 1275°C. Образцы, закаленные с 1225°C, содержат меньшее в процентном отношении количество непретворенного аустенита, имеющего более низкий удельный объем по сравнению со второй фазой – мартенситом. Различное соотношение между фазами объясняется следующим образом. Количественное содержание непретворенного аустенита в закаленной стали зависит от исходной насыщенности аустенитного зерна углеродом и легирующими элементами. С увеличением степени насыщения количество непретворенного аустенита в структуре увеличивается. Степень насыщения определяется температурой нагрева под закалку и с увеличением последней возрастает. В процессе первого отпуска у быстрорежущей стали происходит выделение диффузионным путем карбидов из остаточного аустенита, выделение карбидов и легирующих элементов из мартенситной матрицы, обособление карбидов, превращение аустенита в мартенсит.

Движущей силой рассматриваемых превращений является высокое исходное термодинамически неравновесное состояние системы. У образцов, закаленных с различных температур, последовательность и интенсивность рассмотренных выше процессов, вызываемых отпуском, будет заметным образом различаться. При этом превращения в каждой структуре будут сопровождаться своими особенностями генерирования и аннигиляции точечных дефектов, дислокаций, мелких пор. Эти особенности несомненным образом отразятся на интенсивности увеличения или снижения времени жизни термализованных позитронов. При отпуске образцов, закаленных с 1225°C, вначале будет происходить выделение карбидов из аустенита, обособление карбидов, выделение карбидов из мартенсита, образование карбидных колоний, превращение остаточного аустенита в мартенсит. Отпуск образцов, закаленных с 1275°C, будет включать в себя следующие этапы. Выделение карбидов из мартенсита, обособление карбидов, слабое на первых этапах выделение карбидов из аустенита, частичное превращение остаточного аустенита в мартенсит. Удельный вес процессов, сопровождающих снижение концентрации структурных дефектов при отпуске образцов, будет преобладать у обоих вариантов. Однако уровень снижения дефектности стали, закаленной с 1275°C, после первого отпуска будет значительно выше, а среднее время жизни позитронов, как видно из рис. 2,а, меньше.

Из анализа зависимостей, представленных на рис. 2,б, можно сделать вывод, что время жизни позитронов для короткоживущих компонент отличается несильно. Это свидетельствует примерно об одинаковой суммарной концентрации моновакансий в структуре обоих вариантов образцов. Степень концентрации вакансионных объединений и групп в структуре образцов первого варианта выше, о чем свидетельствует, как видно из рис. 2,в, и большее время жизни позитронов для долгоживущей компоненты. Вероятно, это можно объяснить относительно большим количеством выделившихся, в результате первого отпуска, карбидов и образованием, вследствие этого, в структу-

ре стали вакансионных комплексов, в том числе двойных, тройных и т.д. вакансий и их объединений. Как видно из рис. 2,а, после второго отпуска у образцов первого варианта, закаленных с 1225°C, темп снижения среднего времени жизни позитронов несколько замедляется. Это объясняется в первую очередь увеличением дефектности структуры, образующейся вследствие превращения остаточного аустенита в мартенсит. Тенденция снижения проявляется в одинаковой мере для коротко- и долгоживущей компонент. Пропорциональное замедление времени жизни для обеих компонент указывает на продолжение качественного характера процессов, получивших развитие после первого отпуска.

Среднее время жизни позитронов для образцов, закаленных с 1275°C, после второго отпуска несколько возрастает. Вероятно, это связано с началом формирования в структуре крупных вакансионных комплексов и мелких пор. Подтверждение сказанному следует из рис. 2,в, где отмечается небольшое снижение темпа уменьшения времени жизни τ_2 . При этом время жизни короткоживущей компоненты τ_1 , как видно из рис. 2,б, непрерывно снижается, начиная с первого отпуска, что можно интерпретировать как уменьшение концентрации одиночных вакансий за счет их объединения в комплексы. Реакции объединения дефектов сопровождаются снижением внутренней энергии кристалла.

Проведение третьего отпуска для образцов стали первого варианта существенно не приводит к качественным изменениям характера внутренних превращений. Продолжилась тенденция, как следует из рис. 2,а, в замедлении снижения темпа среднего времени жизни. Однако для τ_1 и τ_2 , наоборот, наблюдается резкое снижение их значений. На этом этапе выполнение отпускных операций, снижение общей степени дефектности, вероятно, происходит за счет аннигиляции вакансий на стоках, которыми являются краевые дислокации. Поверхностью и приповерхностными слоями быстрорежущей стали достигается при этом минимально допустимый уровень дефектности и напряжений между фазами, который все же обеспечивает формоустойчивость и прочность режущего клина при действии высоких контактных напряжений. Среднее время жизни позитронов для второго варианта образцов после проведения третьего отпуска так же снизилось, как и для образцов первого варианта (это следует из рис. 2,а).

Время жизни термализованных позитронов для коротко- и, особенно, для долгоживущей компоненты, как видно из рис. 2, б и в, возросло. Одной из причин рассматриваемого события являются интенсивно протекающие процессы дисперсионного твердения. Дисперсионное твердение особенно заметно проходит у сталей, подвергнутых закалке с более высоких температур, достаточная выдержка при которых обеспечивает наиболее полное насыщение аустенитного зерна углеродом и легирующими элементами. Выделяющиеся при старении в процессе отпуска стали, карбиды, с одной стороны, значительно блокируют дислокации, упрочняют структуру, уменьшают напряженное состояние в мартенсите, и тем самым снижают степень дефектности и время жизни позитронов. С другой стороны, на некотором этапе проведения серии отпусков обособление, объединение карбидов в группы, образование сложных карбидных соединений приводит к значительному увеличению уровня дефектности стали и, соответственно, к повышению времени жизни термализованных позитронов. Центрами захвата позитронов в данном случае являются вакансии, скопление вакансионных дефектов, дислокации, мелкие поры. Структура поверхности и приповерхностных слоев в быстрорежущей стали после трехкратного отпуска характеризуется высоким уровнем напряженного состояния между фазами, повышенной степенью вакансионной дефектности и достаточно существенной вязкостью, что позволяет использовать такой инструментальный материал при резании в условиях активного проявления адгезионного схватывания [3].

Износостойкость материала режущего инструмента в значительной мере зависит от свойств, которые он приобретает после термической обработки. Основными из них являются: высокие твердость, теплостойкость, упругость.

Твердость зависит от энергетического состояния кристаллической решетки мартенсита, от степени ее напряженности. Чем больше углерода растворяется в аустените, тем выше плотность дислокаций в решетке и степень ее тетрагональности, а следовательно, и твердость. С увеличением в составе мартенсита и выделившихся при старении карбидов легирующих элементов, и, в первую очередь, вольфрама, молибдена, хрома, ванадия, возрастает другая важнейшая характеристика инструментального материала – теплостойкость. Эффективный рост упругости быстрорежущей стали происходит при выделении в процессе отпуска из мартенсита достаточного количе-

ства и необходимой степени дисперсности карбидов и интерметаллидов. Как показывает опыт, только после оптимального выполнения режимов термической обработки происходит наиболее приемлемое сочетание важных физико-механических свойств для инструментальной стали, которые обеспечивают высокие эксплуатационные характеристики.

Сопротивление пластическим деформациям при высоких температурах зависит от наличия в составе стали теплостойких, коррозионно-стойких и жаропрочных легирующих элементов и соединений, а также рационального их распределения между мартенситной решеткой и выделившимися карбидами. Немаловажное значение для износостойкости режущих инструментов имеет распределение легирующих элементов и углерода в мартенситном зерне. От этого зависят уровень взаимодействия атомов в твердом растворе и степень теплостойкости мартенсита. Кроме того, с ним связаны свойства выделяющихся карбидов, в том числе стехиометрический состав, особенности морфологического строения и степень связанности с мартенситной матрицей, которые влияют на твердость, теплостойкость и каталитические свойства. Именно от сочетания этих показателей зависят химическая стабильность и модуль упругости инструментальной стали, степень ее сопротивляемости термоциклическим и динамическим нагрузкам в условиях активного адгезионного и диффузионного взаимодействия с обрабатываемым в процессе резания материалом [3].

На величину и характер механизма износа режущего клина существенное влияние, на наш взгляд, оказывает также соотношение между модулем упругости отдельных фаз – мартенситной и карбидной, распределение и топография упругих зон на контактной рабочей поверхности. Все структурные превращения в стали сопровождаются процессами диффузии, теплообмена, электропереноса, перераспределением напряжений и связаны с генерацией или аннигиляцией вакансий и их объединений. С помощью метода аннигиляции позитронов представляется возможным прогнозировать и идентифицировать вероятные структурные изменения и давать оценку уровню этих твердофазных превращений. Нами была установлена корреляционная связь между средним уровнем жизни позитронов и износостойкостью термически обработанных режущих инструментов – сверл.

При этом теснота корреляционной связи существенно зависит от режимов термической обработки режущих инструментов, свойств обрабатываемого материала и условий, в которых осуществляется процесс сверления материалов. Это обусловлено действием различных механизмов износа. Режим термической обработки, который предопределяет особенности строения и физико-механические свойства инструментального материала, по существу формирует структуру, способную в большей или меньшей мере противодействовать одному или группе преобладающих видов разрушения режущего клина. Так, при сверлении конструкционной стали 45 износостойкость возрастает при увеличении температуры закалки сверл от 1225 до 1275°C. Это, соответственно, связано с увеличением количества растворенных легирующих элементов в аустените, повышением степени вакансионной дефектности и возрастанием среднего времени жизни термализованных позитронов. Сверление хромо-никелевой стали, наоборот, сопровождается увеличением износостойкости при снижении температуры закалки сверл с 1275 до 1225°C. Отпуск проводился при температуре 575°C в течение трех циклов по 40 минут. Есть основания предположить, что при других температурах и продолжительности отпуска будет наблюдаться иная закономерность в корреляционной связи между временем жизни позитронов и показателем износостойкости сверл.

Было установлено, что при сверлении глухих отверстий в конструкционной стали инструментом, закаленным с 1225°C, износ уменьшается в соответствии с увеличением количества проведенных отпусков, начиная с первого. Между изменением среднего времени жизни τ_0 и износостойкостью, в данном случае, существует некоторая корреляционная связь. При сверлении отверстий сверлами, закаленными с 1275°C, также между τ_0 и изменением величины износа прослеживается корреляционная зависимость. После третьего отпуска у партии, подвергаемых испытанию сверл в соответствии с τ_1 , наблюдается увеличение износа по задней поверхности. Применение смазывающе-охлаждающей жидкости (СОЖ) изменяет характер корреляционной связи, наметившейся в последнем случае. После третьего отпуска у сверл, закаленных с 1275°C, так же как и у сверл, закаленных с 1225°C, наблюдается некоторое снижение интенсивности износа, что коррелирует с изменением τ_0 . При сверлении сквозных отверстий инструментом, закаленным с 1225 и 1275°C, прослеживается корреляционная связь между износостойкостью и долгоживущей компонентой τ_2 . После третьего отпуска, в соответствии с увеличением τ_2 , установлено также значительное увеличение интенсивности износа. Причем при обработке сверлами, закаленными с

1275°C, наблюдается более высокая степень тесноты корреляционной связи, по сравнению с закалкой от 1225°C. Кинетика износа сверл, закаленных с 1225°C, при резании хромоникелевой стали X18H10T тесно коррелирует со средним временем жизни позитронов, изменяющимся в зависимости от количества проведенных отпусков. Причем такая же связь, но со значительно меньшей степенью тесноты наблюдается между τ_0 и величиной износа для сверл, закаленных с 1275°C. При сверлении стали X18H10T, в условиях охлаждения, между износостойкостью и временем жизни устанавливается корреляционная связь наподобие связи между τ_1 и N для зависимости 1 (рис. 2,б). Сверление сквозных отверстий сверлами, закаленными с 1275°C, сопровождается установлением корреляционной связи, соответствующей $\tau_2 - N$ для зависимости 2 (рис. 2,в).

Из анализа рассмотренного материала следует, что метод аннигиляции позитронов является эффективным инструментом для исследования структуры быстрорежущей стали. Время жизни позитронов определяется важнейшими свойствами и состоянием химических связей между отдельными структурными элементами [4]. Это, в свою очередь, предопределяет возможные механизмы разрушения материала, которые в значительной мере трансформируются при наложении специфических внешних условий. В соответствии с изложенным, уже на этапах термической обработки намечается, а затем, в процессе эксплуатации сверла, формируется корреляционная связь между параметрами времени жизни позитронов и износостойкостью. При этом, программу по обработке спектра времени жизни позитронов необходимо разрабатывать с учетом влияния отдельных групп дефектов вакансионного типа на проявление того или иного механизма изнашивания. Другими словами, разделение времени жизни на компоненты для качественно и количественно отличающихся дефектов позволит с большей степенью прогнозировать износ режущих инструментов, наиболее адекватно устанавливать связи между параметрами структуры и износостойкости.

Выводы

1. Установлена корреляционная связь различной степени тесноты между временем жизни термализованных позитронов в структуре режущего инструмента из быстрорежущей стали и его износостойкостью при обработке различных материалов.

2. В конкретных условиях резания износостойкость режущего инструмента определяется наличием и количеством определенной качественной группы дефектов: одиночных, двойных или тройных и т.д. вакансий, которые в наибольшей степени устанавливают характер и механизм разрушения.

3. Кинетика износа зависит от количественного распределения вакансионных дефектов в структуре по группам и определяется распределением электронной плотности на поверхности и в приповерхностных слоях материала режущего инструмента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1983. — 528 с.
2. Нестехиометрические соединения / Под ред. Л.Манделькорна. — М.: Химия, 1971. — 607 с.
3. Трент Е. М. Резание металлов. — М.: Машиностроение, 1980. — 262 с.
4. Избранные методы исследований в металловедении / Под ред. Г.И.Хунгера. — М.: Металлургия, 1985. — 416 с.