

М.Ф.Евсюков, Г.В.Левченко, Е.Г.Демина, П.Д.Грушко

О КИНЕТИКЕ ОТПУСКА МАРТЕНСИТА В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ВАНАДИЕМ

Целью работы является изучение кинетики процессов распада мартенсита на всех стадиях отпуска в закаленной колесной стали, микролегированной ванадием. Установлено, что ванадий, в основном, задерживает четвертую стадию отпуска – коагуляцию. Показано, что остаточный аустенит распадается при температурах ниже температуры Mn и имеет два максимума скоростей распада.

колесная сталь, легирование ванадием, стадии отпуска, мартенсит, остаточный аустенит, степень распада

Состояние вопроса. Рациональная технология термической обработки готовых цельнокатаных колес может быть решена только с использованием закономерностей кинетики формирования аустенитного зерна в процессе нагрева, а также фазовых превращений аустенита в процессе их термической обработки и процессов отпуска. Наиболее эффективным замедлителем роста величины зерна является ванадий, образующий с углеродом труднорастворимые карбиды при нагреве. Как показано в работе [1] карбиды ванадия эффективно тормозят рост зерна аустенита при содержании ванадия от 0,06% до 0,19% до температуры 1050⁰С. При более высоких температурах за счет растворения карбидов ванадия наблюдается наоборот аномально быстрый рост зерна аустенита. Ванадий оказывает влияние и на кинетику распада как при непрерывном охлаждении, так и в изотермических условиях. [2, 3]. Показано, что устойчивость аустенита высока особенно в интервале скоростей охлаждения, обеспечивающих распада по смешанной кинетике. При малых скоростях охлаждения температурный интервал распада аустенита с 0,12%V понижен на 10⁰С, а перлит с пластинчатой формой цементита образуется только при скоростях охлаждения ниже 0,1⁰С/с. В изотермических условиях ванадий в стали повышает устойчивость аустенита, в основном, на последних стадиях распада (более 80%). В результате этого кривая конца распада смещается вправо по сравнению с такой же сталью, но без ванадия. Оптимизация процесса отпуска в сталях с содержанием углерода 0,5– 0,6% и ванадия 0,1 – 0,15% применительно к крупногабаритным железнодорожным колесам и бандажам возможна только на основании детального изучения влияния ванадия на кинетику различных стадий отпуска, в том числе и на кинетику коагуляции цементита в ферритной матрице. Общие закономерности процессов отпуска были выполнены ранее Г.В.Курдюмовым [4 –6] и его сотрудниками с учетом кинетики превращения, состояния α – фазы при превращении, природы выделяющейся карбидной фазы, изменения содержания углерода и тетрагональности мартенсита в зависимости от

температуры отпуска как в углеродистых, так и легированных высокоуглеродистых сталях с содержанием углерода более 0,8%. Для дозвтектоидных сталей таких систематизированных данных практически нет.

Целью работы является изучение кинетики процессов отпуска в закаленной стали, микролегированной ванадием, и степени разупрочнения как в процессе нагрева, так и в процессе изотермической выдержки с учетом режимов отпуска железнодорожных колес в процессе их производства.

Методика проведения исследования. В связи с этим, выполнена работа по изучению кинетики превращения аустенита колесной стали КП–Т, микролегированной ванадием, в большом интервале скоростей охлаждения с микроструктурным анализом образцов. Исследование проводилось на колесах диаметром 957мм, изготовленных из плавки 32501, выпущенных на Нижнеднепровском трубопрокатном заводе по Техническим условиям ТУ У 27.1–4–571– 2004, следующего химического состава: 0,63%С, 0,32%Si, 0,72%Мп, 0,012%Р, 0,012%S. и 0,094%V.

Для сравнения исследование проводилось и на образцах, изготовленных из бандажа диаметром 1057мм, изготовленных из плавки 21187, выпущенных на Нижнеднепровском трубопрокатном заводе по Техническим условиям ТУ У 27.1–4–571– 2004, следующего химического состава: 0,62%С, 0,33%Si, 0,72%Мп, 0,014%Р, 0,010%S. Ванадий в стали отсутствует.

Кинетика распада исследуемых сталей КП– 2 и КП–Т после закалки на мартенсит изучалась дифференциальным методом [5] на dilatометре МД–83 конструкции Института черной металлургии. Из обода колеса КП–Т, прошедшего после прокатки отжиг в Институте черной металлургии по режиму 900⁰С– 2 часа с дальнейшим охлаждением с печью, изготавливали dilatометрические образцы диаметром 3мм. [6]. Температуру образцов в dilatометре при нагреве контролировали ХА термопарой с диаметром электродов 0,3мм. В этом случае электроды термодпары приваривали к образцу на половине его высоты. Режим нагрева и охлаждения регулировали с помощью программных и тиристорных регуляторов. Нагрев образцов в dilatометре осуществляли до 885⁰С с выдержкой в течение 10 мин. с последующей закалкой в воде. В процессе отпуска при нагреве со скоростью 400⁰С/с по дифференциальной схеме в качестве эталона [7] использовался образец стали Ст.3 после предварительного отпуска при температуре 700⁰С в течение 5 часов. В процессе нагрева температуру образца во времени регистрировали на потенциометре КСП4, а изменение длины образца в зависимости от температуры (dilatограмму) регистрировали на двухкоординатном потенциометре ПДП4–002. По термограмме определяли среднюю скорость нагрева и его температуру, по перегибам на dilatограммах – температуру начала и конца различных стадий распада. Температурные интервалы отдельных стадий распада в процессе отпуска оценивали расчетным методом по dilatограмм., записанных в ко-

ординатах температура – изменение длины исследуемых образцов в интервале температур от 20⁰С до 700⁰С.

Строение продуктов распада изучали на dilatометрических образцах в поперечном сечении после различных скоростей охлаждения микроструктурным методом на микроскопах НЕОФОТ–2 и Axiovert 200M MAT после травления 4% ниталем в этиловом спирте [8].

Изложение основных материалов исследования. Результаты исследования отпуска закаленной стали КП –Т (рис.1) показали, что при нагреве до 110⁰С ввиду малой тепловой подвижности атомов углерода и железа игольчатый мартенсит и остаточный аустенит сохраняются без изменения

При температурах отпуска выше 110⁰С начинается первый этап первой стадии отпуска мартенсита. [11,12]. В этом случае распад мартенсита происходит сравнительно быстро о чем свидетельствует большой наклон дилатограммы без диффузии углерода на большие расстояния. При температуре 165⁰С степень распада аустенита составляет 19%. В интервале температур от 165⁰С до 310⁰С продолжается второй этап первой стадии отпуска, что приводит к увеличению степени распада мартенсита до 42%. В интервале температур нагрева от 120⁰С и до 320⁰С в исследованных сталях протекает первая стадия отпуска, сопровождающаяся обеднением мартенсита углеродом (рис. 2) и уменьшением степени тетрагональности мартенсита. [13]. В этом случае образуется смесь, состоящая из α – раствора и когерентно связанных карбидных частиц в форме пластинок. Такая структура называется отпущенным мартенситом. В этом случае при температурах около 300⁰С образуются большие напряжения второго рода, способствующие пластической деформации α – раствора.

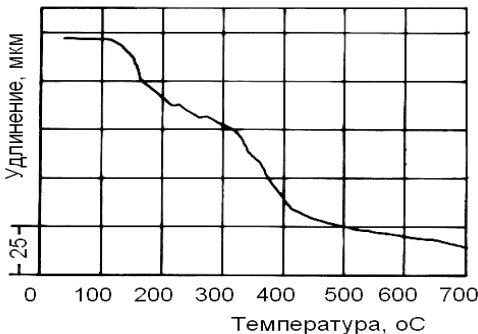


Рис. 1. Дилатограмма отпуска колесной стали КП – Т после закалки с 885⁰С – 10 мин и нагрева со скоростью 400⁰С/час.

При этом одновременно происходит и распад остаточного аустенита. В этом случае, на дилатограмме наблюдается два максимума скорости распада остаточного аустенита при 220⁰ и 260⁰С. Аналогичные результаты были получены и в ранее выполненных работах [14,15]. Авторы работы [16] считают, что такая кинетика распада остаточного аустенита с двумя максимумами обусловлена химической неоднородностью аустенита и наличием напряжений второго рода на границе с отпущенным мартенситом.

том. При этом остаточный аустенит распадается с образованием мартенсита отпуска и карбида железа с дефицитом по углероду, когерентно связанного с матрицей. Степень пересыщения мартенсита отпуска углеродом тем меньше, чем выше температура нагрева стали в процессе отпуска. Однако, цементит всегда когерентно связан с α – решеткой. Природа продуктов распада остаточного аустенита в высокоуглеродистых сталях в интервале температур второго превращения, равном 200–300⁰С, аналогична продуктам распада мартенсита при тех же температурах и продуктам бейнитного превращения первичного аустенита. [17, с.180].

Влияние легирующих элементов впервые подробно экспериментально исследовано в работе В.И.Зюзина [18]. Показано, что карбидообразующие элементы повышают температурный интервал второго превращения. Сравнительный анализ дилатограмм сталей КП –2 и стали КП –Т , легированной 0,12%V, показал, что содержание остаточного аустенита равно 2 –4% и распад его в обоих случаях реализуется в интервале температур 240–280⁰С. Но в связи с тем, что данный температурный интервал лежит ниже температуры начала мартенситного превращения есть основание считать, что распад его прошел по мартенситной кинетике.

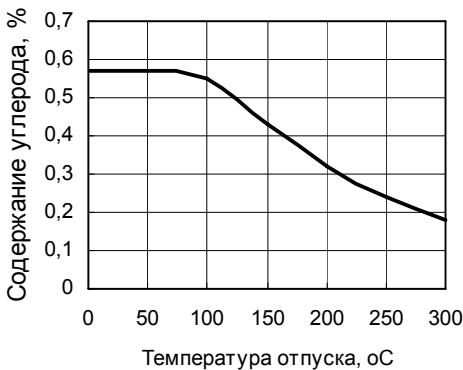


Рис.2. Содержание углерода в мартенсите в зависимости от температуры отпуска в в стали с 0,56%С [19].

В процессе дальнейшего нагрева в интервале температур 300–400⁰С в исследуемой стали КП–Т наблюдается третья стадия отпуска, приводящая к разупрочнению продуктов распада мартенсита с 41% до 75%. Превращения ниже этого интервала температур приводят к тому, что к началу третьего превращения, т.е. к 300⁰С, образуется уже феррито – карбидная смесь. Твердый раствор уже почти не содержит углерода, а реакция распада мартенсита почти дошла до конца. При этом, на основании рентгенографических исследований показано, что при температурах 300⁰С карбидной фазой является цементит, когерентно связанный с ферритом., что способствует образованию напряжений второго рода и пластической деформации. Границы раздела между цементитом и карбидом отсутствуют

При повышении температуры до 400⁰С при третьем превращении за счет повышения коэффициента диффузии атомов углерода имеет место

срыв когерентности, т. е. отрыв, обособление решетки карбида от решетки твердого раствора с образованием границы. [17,с.193]. Этот процесс ведет к уменьшению напряжений второго рода и релаксации напряжений фазовых превращений и уменьшению искажений кристаллической решетки. Отличительной особенностью данной стадии отпуска это большой объемный эффект превращения. Аналогичные данные были получены и в работе [20]. Степень протекания данного процесса практически линейно связана с изменением длины образца, т. е. с величиной наклона кривой дилатограммы

Анализ дилатограмм исследованных сталей показал, что третье превращение практически происходит в интервале температур 280–380⁰С. Одинаковый температурный интервал распада и одинаковая скорость протекания третьего превращения свидетельствует об отсутствии влияния ванадия в колесной стали на кинетику отпуска в данном температурном интервале. К концу третьего превращения заканчивается распад мартенсита с образованием высокодисперсной феррито– карбидной смеси.

В интервале 300–400⁰С процесс сфероидизации начинается одновременно с третьим превращением. Условия возникновения карбида при низких температурах таковы, что возможно возникновение карбида лишь в виде пластинок. Такая форма лучше обеспечивает прилегание решетки карбида к решетке твердого раствора и получение меньших внутренних напряжений. Но такая форма карбида не соответствует форме с минимальной поверхностной энергией, и как только когерентность решеток твердого раствора и карбида нарушается, снижается уровень структурных напряжений на границе раздела. В процессе дальнейшего нагрева происходит сфероидизация и частично коагуляция, которая сопровождается уменьшением поверхностной энергии карбидов. .

Выше 400⁰С в высокоуглеродистых сталях коагуляция является единственным процессом. При этом этот процесс протекает с минимальным изменением удельного объема стали. С повышением температуры отпуска от 450 до 650⁰С степень процесса отпуска повышается с 86% до 96%. При повышении температуры отпуска выше 650⁰С процесс коагуляции карбида цементитного типа ускоряется вплоть до температуры Ас₁.

Электронномикроскопические исследования показали, что вытянутые продолговатые формы карбидов, образовавшиеся при низких температурах отпуска, постепенно с повышением температуры отпуска укрупняются, переходят в округлые при температуре отпуска выше 600⁰С. При этом, процесс коагуляции протекает в карбидах, выделившихся по границам зерен раньше и позднее – в карбидах, выделившихся внутри зерен [рис.3]. Наличие карбидных частиц разной величины приводит к тому, что твердый раствор, пересыщенный в отношении крупных частиц, является ненасыщенным в отношении мелких. Вследствие этого мелкие, к тому же ещё термодинамически менее устойчивые карбидные частицы растворяются. Создается разность концентраций по углероду в твердом растворе, более

высокая у растворяющихся мелких частиц, более низкая у крупных. Ввиду такого концентрационного градиента возникает диффузионный поток атомов от мест большей концентрации к местам меньшей. При этом, происходит выделение из раствора углерода на поверхности крупных частиц с увеличением их размеров [21].

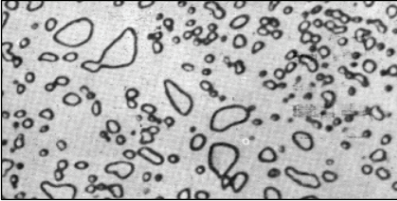


Рис.3 Микроструктура стали после закалки от 850⁰С и отпуска при 700⁰–2часа. Ниталь, x1000x2.

Детально кинетика коагуляции карбидной фазы в углеродистых и легированных сталях изучалась С.З.Бокштейном [22,23]. Показано, что при низких температурах отпуска диффузия легирующих элементов исключена, состав карбида по легирующим элементам соответствует составу исходного твердого раствора, поэтому образуются карбиды железа, в которых часть атомов железа замещена атомами легирующих элементов. Данные результаты были подтверждены позже и японскими исследователями [24]. Карбидообразующие элементы с одной стороны понижают скорость диффузии углерода в феррите, а с другой стороны усиливают атомные связи в карбидах, что и затрудняет процесс растворения мелких карбидов. В конечном итоге они уменьшают скорость коагуляции и повышают устойчивость стали против отпуска. К таким элементам относится и ванадий. Кроме этого, в сталях легированных ванадием 0,1% как показано в работе [25] в интервале температур 500–550⁰С выделяются очень мелкодисперсные карбиды ванадия VC, что и приводит повышению твердости.

Сталь КП –2 на четвертой стадии отпуска в интервале температур 420–650⁰С разупрочняется на 30%, в то время как сталь КП –Т, легированная 0,12%V, разупрочняется на 20%. Таким образом, повышенная отпускостойчивость ванадиевой стали на 10% до температуры 650⁰С обусловлена выделением дисперсных карбидов ванадия и меньшей скоростью коагуляции карбидов цементитного типа, частично легированных ванадием. Это способствует сохранению более высокой твердости и прочности по сравнению с аналогичной сталью без ванадия. При этом, выделение высокодисперсных карбидов ванадия приводит к повышению твердости и общему потемнению бывших мартенситных игл [25]. При температурах отпуска выше 650⁰С наблюдается значительное повышение скорости коагуляции всех карбидов, вследствие чего твердость в конечном итоге при температурах 700⁰ – 720⁰С снижается до уровня твердости стали КП–2. Феррито – карбидную смесь, полученную в результате высокого отпуска закаленной стали А.П.Гуляев называет сорбитом [17]. Электронномикроскопическими исследованиями было показано, что скорость

коагуляции карбидных частиц в зависимости от температуры отпуска возрастает не линейно. Так, в стали У10 с повышением температуры отпуска от 550 до 600⁰С средний диаметр карбидных частиц увеличивается от 0,25 до 0,28 мкм, а при повышении до 650⁰С повышается до 0,37 мкм, а при 700⁰С карбидные частицы имеют средний диаметр уже 0,6 мкм. [17, стр.195].

Изотермическая выдержка при температурах 650⁰С и выше мало влияет на процесс разупрочнения сталей. Так, в сталях КП–Т и КП–2 при температуре 650⁰С в течение 3 часов происходит разупрочнение практически одинаково и составляет всего 10–15%.

Основные результаты исследования

1. Установлено, что в процессе отпуска в исследованных сталях КП – Т и КП –2 после отдельного нагрева 885⁰С – 10 мин. реализуются следующие стадии отпуска. При нагреве до 110–115⁰С мартенсит и остаточный аустенит вследствие малой тепловой подвижности атомов углерода и железа, сохраняются без изменения. В интервале температур нагрева от 120 и до 320⁰С в исследованных сталях протекает первая стадия отпуска, сопровождающаяся обеднением мартенсита углеродом и уменьшением степени тетрагональности мартенсита. В этом случае образуется смесь, состоящая из α – раствора и когерентно связанных карбидных частиц в форме пластинок. Такая структура называется отпущенным мартенситом. В этом случае при температурах около 300⁰ образуются большие напряжения второго рода, способствующие пластической деформации α – раствора. Одновременно с этим параллельно происходит распад остаточного аустенита с двумя максимумами скорости распада при температурах 240 и 280⁰С.

При нагреве до 420⁰С в исследуемых сталях реализуется третья стадия отпуска, сопровождающаяся отрывом решетки карбида цементитного типа от решетки α – раствора с образованием границы раздела и как следствие этого с уменьшением напряжений второго рода. В результате этого происходит значительное уменьшение удельного объема исследуемых сталей.

При температурах выше 420⁰С в исследуемых сталях наблюдается два процесса – процесс сфероидизации и коагуляции карбидных частиц. При температурах выше 650⁰С и до A_{c1} в сталях протекает только процесс коагуляции карбидных частиц.

2. Степень распада аустенита (изменение удельного объема) в зависимости от температуры отпуска следующая. В интервале температур второй стадии отпуска объемные изменения составляют около 41%. Наибольшие изменения удельного объема наблюдаются при третьей стадии отпуска. В этом случае степень распада мартенсита при температуре отпуска достигает 85%. Начиная с температуры отпуска 420 и до 500⁰С – температуры отпуска колес в заводских условиях, степень распада мартенсита составляет 90% . При дальнейшем повышении до 700⁰С уменьше-

ние удельного объема, соответствующее степени протекания отпуска, составляет всего 10%. Это свидетельствует о том, что в данном температурном интервале механические свойства колесной стали также изменяются незначительно.

3. Микроструктурные исследования образцов после нагрева до различных температур отпуска показали, что при нагреве до 400°C протекает начальная стадия процесса сфероидизации вытянутых пластинок цементита. В процессе отпуска при $500\text{--}600^{\circ}\text{C}$ кроме карбида железа цементитного типа образуются и мелкодисперсные карбиды ванадия VC за счет превращения карбида железа, выделившегося в процессе отпуска при более низких температурах, что подтверждается результатами ранее выполненной работы на сталях, легированных хромом [26]. С повышением температуры отпуска до 650°C реализуются два процесса – процесс сфероидизации и начальная стадия процесса коагуляции. При достижении температуры 650°C заканчивается процесс сфероидизации цементита как на границах, так и внутри зерен. В интервале температур от 650°C и до точки A_{c1} реализуется только процесс коагуляции цементитных частиц. После отпуска при 700°C и выше микроструктура состоит из ферритной матрицы, карбидов цементита, легированных ванадием, в основном, равноосной формы и незначительного количества мелких высокодисперсных карбидов ванадия VC.

4. Повышенная отпускостойчивость стали КП–Т в интервале температур $420\text{--}650^{\circ}\text{C}$ обусловлена с одной стороны выделением специальных высокодисперсных карбидов VC и меньшей скоростью сфероидизации и коагуляции карбидов цементитного типа, легированных ванадием.

Заключение. Таким образом, повышенные конечные свойства исследуемой стали КП–Т, применяемой для изготовления железнодорожных колес, формируются под влиянием двух факторов: влияния ванадия на устойчивость аустенита в процессе ускоренного охлаждения за счет образования игольчатых структур и за счет повышения отпускостойчивости стали в процессе нагрева и выдержки при 500°C в течение 2,5 часа. При этом, на основании полученных результатов можно утверждать, что в высокоуглеродистых сталях с содержанием углерода около 0,6%С в процессе отпуска механические свойства такие как прочность и твердость снижаются не равномерно. Заметное снижение этих свойств, обусловленное снижением внутренних напряжений, наблюдается в интервале температур $250\text{--}300^{\circ}\text{C}$. Максимальное снижение прочности и твердости стали наблюдается в интервале температур $350\text{--}400^{\circ}\text{C}$. Такое поведение стали обусловлено выделением карбидных частиц цементитного типа с образованием границы раздела с основной матрицей. При температурах выше 450°C прочность и твердость за счет сфероидизации и коагуляции карбидов снижаются незначительно.

1. *Металловедение и термическая обработка*. Справочник. Том 1. // М: Metallurgizdat, 1961 – С.691 – 704
2. *Термокинетические диаграммы превращения аустенита колесной стали*. // М.Ф.Евсюков, И.Г.Узлов, Е.Н.Шаповал, Е.С.Романенко // Производство термически обработанного проката МЧМ СССР. – М.: Металлургия, 1986. –С.76–79.
3. *Кинетика превращения аустенита колесной стали, микролегированной ванадием*. / Н.Г.Мирошниченко, Е.Н.Шаповал, Е.С.Романенко, М.Ф.Евсюков // В кн; Производство и свойства термически обработанного проката. МЧМ СССР. – М; Металлургия, 1988. – С.99–101.
4. *Курдюмов Г.В.* Применение рентгеновских лучей к исследованию материалов. // Вопросы физики металлов и металлостроения. АН УССР. – № 2, – 1950. – 124с.
5. *Курдюмов Г.В.* К теории закалки и отпуска стали. // Сборник научных докладов секции металлостроения и термической обработки. ВНИТО металлургов. – 1940. – 86с.
6. *Курдюмов Г.В.* Применение рентгеноструктурного анализа для исследования отпуска закаленной стали.// Труды 2 совещания по применению рентгеновских лучей к исследованию материалов. – ЛОНИТОМАШ,1949. –184 с.
7. *Черепин В.Т.* Экспериментальная техника в физическом металлостроении. – Киев: Техника, 1968. – 280 с
8. *А.С. 1006969 СССР МКИ G01N 1/28.* Образец для исследования фазовых превращений в сталях / М.Ф.Евсюков // Бюл. изобретений. – 1983. – № 11.
9. *А.С. 1049793 СССР МКИ G01N 25/02.* Эталон для исследования фазовых превращений в сталях / М.Ф.Евсюков // Бюл. изобретений. – 1983. – № 39.
10. *Панченко Е.В., Скаков Ю.А.* и др. Лаборатория металлографии. / Под редакцией Б.Г. Лившица. – М: Metallurgizdat, 1957. – 547с.
11. *Курдюмов Г.В., Лысак Л.И.* Кинетика первой стадии распада мартенсита при отпуске. // «Журнал технической физики». – №5. – 1949. – С.24.
12. *Лысак Л.И.* О скорости образования зародышей карбида при отпуске закаленной углеродистой стали. // «Вопросы физики металлов и металлостроения». – №3. – 1952. – С.36 –42.
13. *Курдюмов Г.В., Перкас М.Д.* Влияние легирующих элементов на устойчивость мартенсита при отпуске. // Проблемы металлостроения и физики металлов. Сборник 2. – М: Metallurgizdat, 1951. – С.48–56.
14. *Гуляев А.П.* Распад остаточного аустенита при отпуске углеродистой стали // Вестник инженеров и техников. – № 3. – 1938. – С.18–23.
15. *Богачев И.Н., Пермяков В.Г.* Отпуск закаленной стали. – М: Машгиз, 1950. – 249 с.
16. *Назаренко Т.Т.* Температурный интервал распада остаточного аустенита при отпуске углеродистых сталей. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1959. – № 5. – С.13 –15.
17. *Гуляев А.П.* Термическая обработка стали. – М: Машгиз, 1960. – 180 с.
18. *Зюзин В.И., Садовский В.Д., Баранчук С.И.* Влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки, количество остаточного аустенита и стойкость его при отпуске. // Металлург, №10– 11. – 1939. –С.14–15.
19. *Каменский Э.З., Стеллецкая Т.И.* Кинетика распада мартенсита в углеродистой стали. // Проблемы металлостроения и физики металлов. – Сб. 1. – 1949. – С.36.
20. *Гуляев А.П., Бурова Т.И.* Исследование третьего превращения при отпуске стали. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1955. – № 1. – С.18.

21. Гуляев А.П. Низколегированные вольфрамом и молибденом быстрорежущие стали. – М: Машгиз, 1951. – 186с.
22. Бокштейн С.З. Количественные закономерности коагуляции карбидов при отпуске стали. // Журнал технической физики. – Т.17. – Вып. 12. – 1947. – С.33–41.
- 23.. Бокштейн С.З. Структура и механические свойства легированной стали. – М:Металлургиздат, 1954. – 264с.
24. Гуляев А.П. Карбидные превращения в легированных сталях (обзор) // Металловедение и термическая обработка металлов. – № 11. – 1959 и № 2. – 1960.
25. Э. Гудремон. Специальные стали. Т.2. – М: Металлургия, 1966. Пер. с нем. – 1274 с.
26. Касько З.И. Определение размеров карбидных частиц в процессе перехода хромистых карбидов одного состава в другой при отпуске закаленной стали. // Физика металлов и металлостроения. –1957. – № 1. – С.24 –27.

*Статья рекомендована к печати-
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым*

М.Ф.Євсюков, Г.В.Левченко, Є.Г.Дьоміна, П.Д.Грушко

Про кінетику відпуску мартенсита у високовуглецевих сталях, мікролегованих ванадієм.

Метою роботи є вивчення кінетики процесів відпуску в загартованій високовуглецевій сталі, мікролегованій ванадієм. Показано вплив ванадію на кінетику розпаду мартенситу на усіх стадіях відпуску. Встановлено, що ванадій затримує, в основному, четверту стадію відпуску – коагуляцію. Показано, що залишковий аустеніт розпадається при температурах нижче температури M_n і має два максимуми швидкостей розпаду.