

Министерство образования и науки Российской Федерации

Алтайский государственный технический
университет им. И.И.Ползунова



НАУКА И МОЛОДЕЖЬ

3-я Всероссийская научно-техническая конференция
студентов, аспирантов и молодых ученых

СЕКЦИЯ

МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ

ПОДСЕКЦИЯ

СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Барнаул – 2006

ББК 784.584(2 Рос 537)638.1

3-я Всероссийская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых "Наука и молодежь". Секция «Машиностроительные технологии и оборудование». Подсекция «Сварочное производство» / Алт.гос.техн.ун-т им. И.И.Ползунова. – Барнаул: изд-во АлтГТУ, 2006. –11с.

В сборнике представлены работы научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, проходившей в апреле 2006 г.

Организационный комитет конференции:

Максименко А.А., проректор по НИР – председатель, Марков А.М., зам. проректора по НИР – зам. председателя, Арзамарсова А.А. инженер Центра НИРС и молодых учёных – секретарь оргкомитета, Марков В.А., декан механико-технологического факультета АлтГТУ – руководитель секции «Машиностроительные технологии и оборудование», Балашов А.В. – редактор.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ AUTODESK MECHANICAL DESKTOP ДЛЯ АНАЛИЗА ДЕФЕКТОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ

Яковлев Д.В. студент гр.СП-12; Берда Н.А. студент гр. СП-22;
Научный руководитель Иванайский Е. А.

В условиях, когда срок выполнения задания является одним из основных требований заказчика, применение CAD/CAM/CAE-технологий при моделировании машиностроительных объектов на различных стадиях их жизненного цикла, и в первую очередь при проектировании, позволяет поднять процесс конструирования на более высокий уровень. Для машиностроения фирма Autodesk предлагает интегрированный пакет Autodesk Mechanical Desktop (AMD), в который входят практически все необходимые инженеру-конструктору средства моделирования геометрических объектов. Mechanical Desktop автоматизирует проект и процесс его изменения. Для создания проекта Mechanical Desktop использует параметрическую геометрию, которая контролирует зависимости между элементами и автоматически обновляет модели и рисунки при их изменении. Проектируя и передавая в эксплуатацию детали, мы, конечно, надеемся, что они испытаны и проверены на предмет сохранения целостности в течение всего жизненного цикла использования. Другими словами, мы надеемся, что во время эксплуатации они не откажут или не сломаются. Испытания и анализ помогают проектировщикам и инженерам удостовериться, что деталь обладает достаточным запасом механической прочности. Анализ по методу конечных элементов как раз и помогает улучшать конструкцию. Хотя этот метод не является заключительным или решающим испытанием детали на целостность, он позволяет расчетным путем выявить области высоких напряжений, выполнить их анализ и представить разработчику в наглядном виде. После этого разработчик может воспользоваться данной информацией для улучшения конструкции. На первом этапе анализа по методу конечных элементов требуется задать ограничения и силы, действующие на моделируемую деталь. Следующий шаг таков: деталь разбивается на сетку элементов, в результате чего в каждой ячейке этой сетки может быть выполнен анализ напряжений. Полученное решение выводится на экран, при этом используются различные методы отображения. При испытаниях нами были построены 3D модели сварных соединений и наведены дефекты: сварочный кратер в конце шва и подрез, возникающий при наложении сварного шва. Затем приложили нагрузки и произвели расчет. Результаты исследований представлены на рисунках 1 и 2. С увеличением напряженности цветовая гамма меняется от фиолетового до красного

Это помогает оценить наиболее опасные участки и принять меры по ликвидации или уменьшения опасных факторов. Это также помогает проанализировать опасные места, где могут зародиться трещины, оценить опасность дефектов и найти оптимальный способ для их устранения.

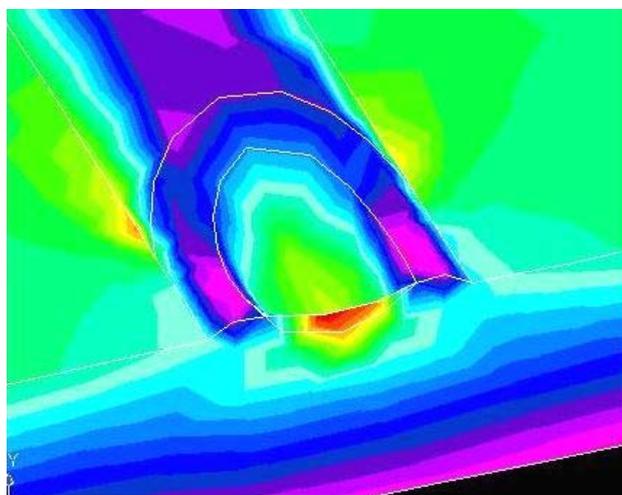


Рисунок 1. Поля напряжений при кратере сварочного шва
Усадочная раковина сварного шва - недопустимый дефект, так как она является опасным

концентратором напряжений. Это связано с уменьшением площади поперечного сечения сварного шва. Дефект выглядит в виде полости или впадины, образовавшийся при усадке расплавленного металла в результате затвердевания (располагается, как правило, в местах обрыва дуги или окончания сварки). Пластичность в зоне сварного шва и в зоне термического влияния намного меньше по сравнению с пластичностью в основном металле. Зарождению трещины способствуют многоосные растягивающие напряжения. Следовательно при статическом нагружении эти участки будут наиболее уязвимыми, в следствии наличия внутренних напряжений и пониженной пластичности металла. При воздействии знакопеременных нагрузок возможность возникновения трещины возрастает вдвое. На рисунке 1 видно, что область высоких напряжений находится внутри кратера и способствует появлению трещины. Данный дефект резко снижает работоспособность конструкции и должен быть исправлен перед началом эксплуатации.

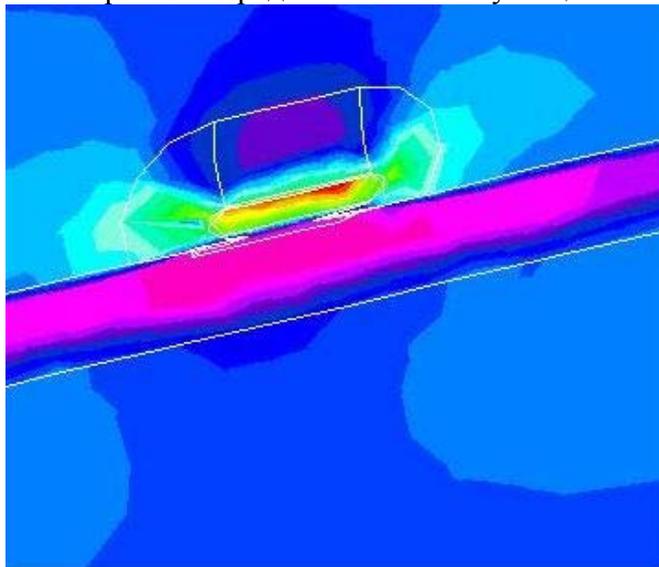


Рисунок 2. Поля напряжений при подрезе сварочного шва

Подрез - острое конусообразное углубление на границе поверхности сварного шва с основным металлом. Он может быть допустим, если его глубина не превышает десяти процентов от толщины основного металла. В ряде конструкций, например в таких как сосуды, работающие под давлением более 10МПа подрез не допустим. Подрез является дефектом, возникающим при наложении сварного шва, вследствие крупнокапельного переноса металла при сварке, увеличенной силы тока, повышенной скорости сварки и ряда других причинах. Он так же является концентратором напряжений. При высоком статическом нагружении этот вид дефекта становится очагом зарождения трещины, и поэтому его нужно устранять. При циклических знакопеременных нагрузках подрез совсем не допустим, так как он может являться очагом зарождения трещины.

Использование программы позволяет оценить уровень напряжений в конструкциях и оценить опасность сварочных дефектов в тех случаях, если это не оговорено в нормативно-технической документацией.

ВЛИЯНИЕ НЕПРОВАРА В КОРНЕ ШВА НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ КОНСТРУКЦИИ

Барабанов В.В. студент гр.СП-12; Барков Ю.Г, студент гр. СП-22;
Научный руководитель Иванайский Е. А.

В большинстве производственных процессов допускаются небольшие отклонения от требований технических норм. Отклонения выходящие за пределы допуска считаются дефектами. Одним из наиболее часто встречающихся дефектов является непровар - дефект в виде несплавления в сварном соединении вследствие неполного расплавления кромок или поверхностей ранее выполненных валиков сварного шва.

Возникновение этого дефекта кроется в малом угле скоса свариваемых кромок и небольшом зазоре между ними. Загрязнение кромок тоже может быть причиной непроваров. При самом процессе сварки непровар может дать недостаточный сварочный ток, завышенная скорость сварки, неточное направление электродной проволоки. Обычно место образования непровара — корень шва.

При автоматической сварке непровары могут возникать в начале сварного шва, поскольку сварочный процесс ещё не является установившимся. Поэтому для устранения данного дефекта сварку необходимо начинать и заканчивать на выводных планках.

В ответственных конструкциях, таких как трубопроводы работающие под давлением непровары не допускаются вовсе так как они являются концентраторами напряжений. На менее ответственных объектах непровар допускается, но не более 10% от толщины основного металла.

Программа Autodesk Mechanical Desktop 2006 позволяет проанализировать возникающие напряжения в детали от действующих нагрузок.

Для оценки воздействия данного дефекта на работоспособность конструкции был проведен сравнительный анализ, двух одинаковых стыковых соединений трубопровода. Толщина стенки каждого 4мм, высота усиления валика сварного шва – 2мм, ширина усиления – 6мм. Единственное отличие заключается в корне сварного шва. Один шов был заварен полностью, а второй имел дефект – непровар. Каждое соединение было нагружено нормальным усилием в 6 МПа по всей поверхности.

На рисунке 1 изображены напряжения возникающие в результате нагружения этих соединений.

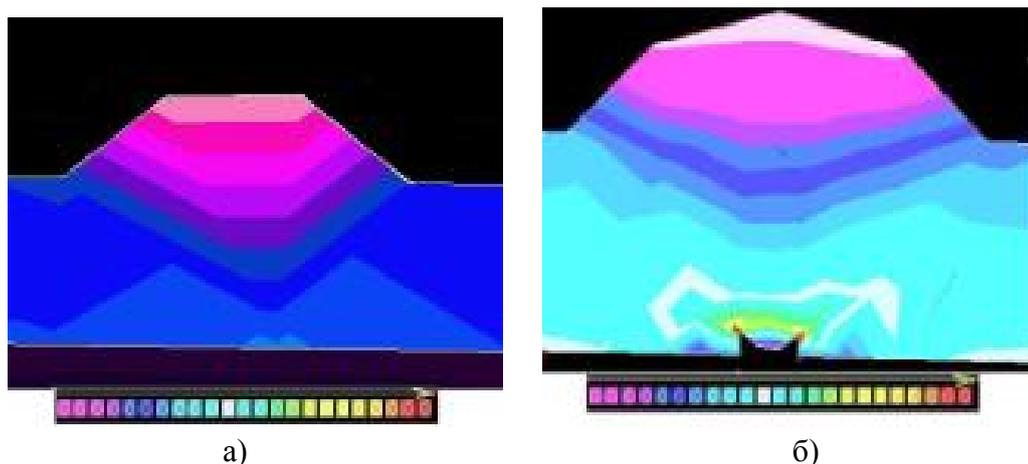


Рисунок 1 Напряжения, возникшие в результате нагружения а)качественного сварного шва, б)шва с непроваром и шкала интенсивности напряжений.

Как видно из рисунков, даже без численных значений, можно сказать, что непровар значительно увеличивает напряжения. Непровары снижают работоспособность сварного соединения за счет ослабления рабочего сечения, создают концентрацию напряжений в шве. При вибрационных нагрузках мелкие непровары снижают прочность соединения до 40%. Большие непровары корня шва могут снизить прочность на 70%.

В данной статье использовались материалы сайта <http://www.welding.turkavkaz.ru>

К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ОБЛАСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Москалев Д.П. студент гр. СП-12, Филатов Ю.А. аспирант каф. «МБСП»
Научный руководитель Чепрасов Д.П.

На кафедре сварки под руководством профессора Д. П. Чепрасова разработаны новые составы сталей бейнитного класса, способствующие получению в прокате и сварном

соединении зернистых структур, которые обеспечивают более высокую пластичность и вязкость металлопроката и сварных соединений при повышенной прочности. Это даёт возможность снизить металлоёмкость, за счёт снижения толщины стенки свариваемого металла. Эти стали внедрены в производство на Донецком, Магнитогорском, Ижевском металлургических комбинатах для изготовления металлопроката для сварных конструкций в северном исполнении.

Кинетика и механизм образования промежуточных структур зернистой морфологии низкоуглеродистых низколегированных сталей состоит в следующем. При изотермическом распаде аустенита в сталях марок 16X2HAc и 28X2HAc в диапазоне температур 550 – 450°C формируется своеобразная структура зернистой морфологии, на фоне которой наблюдаются игольчатые структуры. Из имеющихся зарубежных и отечественных публикаций следует, что структуры зернистой морфологии могут формироваться в верхней части промежуточной области низкоуглеродистых малолегированных сталей. Авторы публикаций при обозначении зернистых структур, сформировавшихся в промежуточной области, используют термины - «зернистый бейнит» [1, 2], «бейнит без видимых выделений карбидной фазы» [3], «овражный бейнит» [4] и др. Известно, что промежуточное (бейнитное) превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями. Механизм бейнитного превращения, своеобразие его кинетики, близость к перлитному и мартенситному превращениям определяются следующим: бейнитное превращение происходит при температурах 600-400°C. Это означает, что в бейнитном интервале практически полностью подавлено диффузионное перемещение атомов основного металла – железа. В большинстве литературных источников [5,6,7] говорится о том, что превращение γ - α в промежуточной области происходит по мартенситному типу, что является его характерной особенностью и подтверждается тем, что образование бейнита сопровождается появлением микрорельефа на полированной поверхности шлифа. Строение и механизм образования данных структур изучены недостаточно, в частности до сих пор не известен механизм образования добейнитной α -фазы названной мезоферритом.

Для уточнения строения и механизма образования промежуточных структур низкоуглеродистых малолегированных сталей была проведена ступенчато-изотермическая закалка образцов, фиксирующая структуру после определённого времени распада γ -фазы в промежуточной области.

Целью данной работы являлось исследование строения и механизма образования промежуточных структур в сталях марок 16X2HAc и 28X2HAc.

Для изготовления опытных образцов использовали низкоуглеродистые стали марок 16X2HAc и 28X2HAc.

Для исследований применяли установку ИМАШ АЛА-ТОО 20-75, которая позволяет проводить нагрев и охлаждение образцов в вакууме и жидком азоте соответственно. Установка даёт возможность визуально наблюдать характер и степень распада аустенита в промежуточной области в результате вакуумного травления.

Для проведения эксперимента было необходимо модифицировать вакуумную камеру установки из следующих соображений:

1. при высокой скорости охлаждения ($W_{\text{охл}}$), порядка 100°C/сек необходимо создать высокотемпературный градиент (скорость наибольшего возрастания или убывания температуры). С этой целью необходимо коммутировать токоподводящие шины непосредственно к стержням хладагента, а шины хладагента коммутировать к исследуемому объекту, данная модификация возможна вследствие отсутствия гальванической связи стержней хладагента и общей шины (корпуса) установки. Коммутация токоподводов шин осуществлена непосредственно на каждом из двух стержней, гальванически не связанных между собой. Предварительные эксперименты по измерению скорости охлаждения исследуемого объекта, позволяют сделать вывод, что заданную температуру охлаждения, возможно, достигнуть с заданной скоростью.

2. как выяснилось, вследствие проведённых предварительных испытаний, при закреплении исследуемого образца на тросах на растяжение, происходят неизбежные необратимые деформации при нагреве до 870°C вследствие невозможности поддержания статической нулевой нагрузки. Так как образец по форме не соответствует образцам по проведению механических испытаний, то нагрев по сечению распределяется не равномерно, что приводит к значительному его деформированию при нагреве до высоких температур.

Чтобы избежать данного негативного эффекта была изготовлена специальная оснастка из высокотемпературного диэлектрического материала (тефлона) на которую жёстко установили образец с закреплёнными к нему шинами хладагента. Тем самым было обеспечено отсутствие лишних степеней свободы для системы: образец, держатель образца, шины охлаждения и оснастки. Оснастка с образцом крепятся на токоподводящие электроды, так чтобы исследуемая поверхность образца находилась в фокальной плоскости объектива высокотемпературного микроскопа.

3. при высоко температурных исследованиях (до температуры 870°C) образец не претерпевает дополнительных нагрузок и деформаций за счёт действия системы нагружения и отсутствия дополнительных степеней свободы при использовании разработанной оснастки. Поэтому результаты исследования не будут связаны с перечисленными выше отрицательными факторами.

Исследуемые образцы нагревались в установке проходящим током промышленной частоты низкого напряжения. Для измерения температуры образца использовались платинородие-платиновые термомпары диаметром 0.3 мм, спаи которых прикреплялись точечной электросваркой к поверхности образца в «горячей» зоне, то есть в зоне максимальной температуры его нагрева. Запись кривых охлаждения осуществляли при помощи самопишущего потенциометра КСП-4.

После проведения термообработки образцов, в области перлитного превращения поверхность исследуемого металла состояла из мелких зёрен без рельефа, что доказывает отсутствие пластической деформации и перегрева, а в области мартенситного во всех зёрнах был рельеф. В промежуточной области термообработку проводили на следующих режимах: от комнатной температуры в течение 5 мин исследуемая область металла нагревалась до 870°C, выдерживалась при этой температуре 120 сек и охлаждались до 520°C с последующей изотермической выдержкой 10, 30, 60, 120 сек, время охлаждения с 870 до 520°C составило 3 – 4 секунды. После выдержки образец охлаждался до комнатной температуры для перевода не распавшегося, в бейнитной области, аустенита в мартенсит.

В исследуемых низкоуглеродистых легированных сталях марок 16X2HAc и 28X2HAc в результате ступенчато-изотермической закалки в вакууме были изучены строение и механизм образования продуктов распада аустенита в промежуточной области.

С помощью высокотемпературного микроскопа, которым оснащена установка ИМАШ АЛА-ТОО 20-75, представилось возможным наблюдать образование и характер распада аустенита, вследствие вакуумного травления. При нагреве образцов до 870°C с последующей изотермической выдержкой через 40 сек на полированной поверхности шлифа, стали появляться едва различимые границы зёрен аустенита. В течении следующих 80-ти секунд их ширина и количество увеличилось. Начало изотермической (первые 3-5 сек) выдержки при охлаждении до 520°C сопровождалось появлением новых границ зёрен с образованием рельефа в некоторых зёрнах с увеличением длительности изотермической выдержки, в бейнитной области, наблюдался вялый рост количества зёрен с рельефом. В процессе охлаждения, при охлаждении ниже линии M_n , наблюдался некоторый рост количества зёрен с рельефом. При 20°C структура исследуемой области образца состояла из зёрен с рельефом и зёрен в которых рельеф отсутствовал, рисунок 1, что свидетельствует о наличии диффузионного механизма при распаде аустенита в начале верхней части промежуточной области, где и происходит образование мезоферрита.

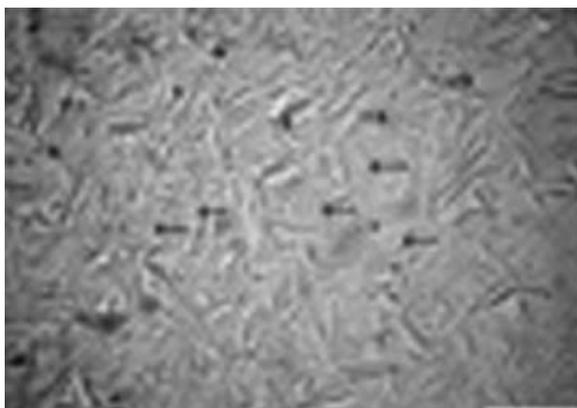


Рисунок 1 Поверхность исследуемой области образца из стали 28X2HAc, после выдержки при 520°C в течение 60 сек

Выводы

1. Изучена возможность проведения ступенчато-изотермической закалки в вакууме на установке ИМАШ АЛА-ТОО 20-75. Для этого было необходимо модифицировать элементы вакуумной камеры установки: коммутировать токоподводящие шины непосредственно к стержням хладагента, а шины хладагента коммутировать к исследуемому объекту, данная модификация возможна вследствие отсутствия гальванической связи стержней хладагента и общей шины (корпуса) установки; изготовить специальную оснастку из высокотемпературного диэлектрического материала (тефлона) на которую жёстко устанавливался образец с закреплёнными к нему шинами хладагента для предотвращения значительного его деформирования при нагреве до высоких температур.

2. В результате проведения ступенчато-изотермической закалки было обнаружено наличие диффузионного механизма при распаде переохлаждённого аустенита в начале верхней части бейнитной области.

Список литературы

1. Металлография железа: В 3-х т. Пер. с англ. / Под ред. Ф.Н. Тавадзе. М.: Металлургия, 1972. Т.1, 2. 246 с.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
3. Малышевский В.А., Семичева Т.Г., Хлусова Е.И. Влияние легирующих элементов и структуры на свойства низкоуглеродистой улучшаемой стали // МиТОМ. 2001, №9. С. 5-9.
4. Теплухин Г.Н. Условия, механизм образования и морфология бейнитных структур // Изв. РАН Металлы. 1994. №6. С. 98-104.
5. Новиков И.И. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1986. 480с.
6. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.
7. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 442 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРОКАТА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ

Иванайский А.А. аспирант каф. «МБСП», Ковалев С.В. студент гр. СП-12
Научный руководитель Чепрасов Д.П.

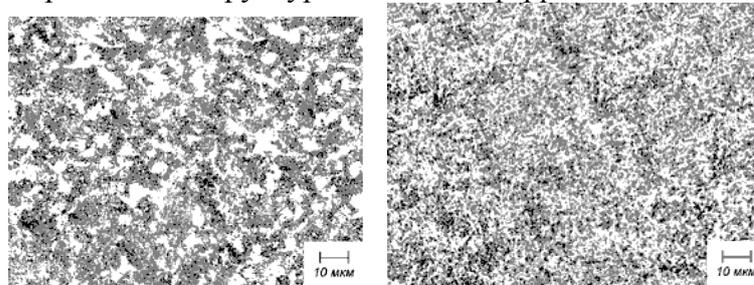
Повышение свариваемости и служебных свойств низколегированных низкоуглеродистых сталей достигается термической обработкой, формирующей в структуре металла перлит зернистой морфологии. Известно, что данная структура обеспечивает наилучшие свойства сварного соединения по сравнению со структурой пластинчатого перлита. При этом в зоне термического влияния сварного соединения исключается образование мартенсита и обеспечивается повышение ударной вязкости и порога хладноломкости. Предварительными исследованиями установлено, что наиболее перспективной сфероидизирующей обработкой проката является охлаждение стали в

интервале температур формирования бейнита зернистой морфологии с последующим высоким отпуском.

Была исследована микроструктура листового проката стали 24X2HAc следующего химического состава (вес. %): C-0,28%; Cr-1,2%; Ni-2,5%; Mn-0,65%; Si-0,37%; PЗМ-0,04%. Сталь для получения в прокате промежуточных зернистых структур охлаждали в интервале мгновенных скоростей охлаждения $W_{охл}=1.8...16.8$ °C/c, с последующим высоким отпуском при температуре 670 °C. Установлено, что скорость охлаждения стали при формировании структуры бейнита зернистой морфологии, существенно влияет на дисперсность распределения карбидной фазы в ферритной матрице (рисунок 1).

Распределение одномерных глобул цементита в феррите зависит от того в какой области промежуточного превращения происходит распад аустенита на мезоферрит и зернистый бейнит. Так если распад происходит в верхнем интервале температур, то последующий высокотемпературный отпуск приводит к крайне неоднородному распределению карбидной фазы по объему проката. Неравномерное распределение карбидной фазы в стали 24X2HAc наблюдается при мгновенной скорости охлаждения $W_{охл}=1.8...4.8$ °C/c. В заданном интервале распад переохлажденного аустенита начинается с образования доэфектоидного феррита и последующего распада на промежуточные зернистые структуры. Высокотемпературный отпуск этой структуры приводит к формированию колоний зернистого перлита чередующихся с полиэдрическими зернами феррита (рисунок 1.а).

Увеличение скорости охлаждения свыше $W_{охл}>4.8$ °C/c приводит при последующем высокотемпературном отпуске, к формированию однородной феррито-карбидной смеси, равномерно распределенной по объему металла. Благоприятное распределение карбидной фазы, с увеличением скорости охлаждения проката, обрабатываемого на структуру бейнита зернистой морфологии, объясняется снижением доли доэфектоидного феррита и формированию в структуре проката мезоферрита. Мезоферрит образовывается в области промежуточного распада аустенита способствует формированию промежуточной структуры зернистой морфологии. Таким образом, термообработку проката на бейнит зернистой морфологии необходимо осуществлять в узком диапазоне скоростей охлаждения обеспечивающих формированию в структуре стали мезоферрита.



а)

б)

Рисунок 1 Микроструктура образцов стали 24X2HAc после высокого отпуска при температуре 670 °C в течении трех часов, промежуточных зернистых структур сформированных в интервале мгновенных скоростей охлаждения: а) $W_{охл}=1.8$ °C/c; б) $W_{охл}=6.8$ °C/c

СПЕЦИФИКА ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЯХ

Иванайский А.А. аспирант каф. «МБСП», Сейдуров М.Н.. аспирант каф. «МБСП»
Научный руководитель Чепрасов Д.П.

Возросшие требования к изготовлению ответственных сварных конструкций, работающих в условиях низких температур, выдвинули на первый план проблемы повышения ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению металла. Эти

характеристики при отрицательных температурах существенно изменяются в зависимости от структуры металла и формы карбидной фазы.

Был исследован ряд образцов стали 24X2HAc, полученных при термокинетическом охлаждении в скоростном диапазоне 0,04...17,2 °C/c со структурой от феррито-перлитной до мартенситной. Особый интерес представляют образцы, охлажденные с мгновенной скоростью 1...7 °C/c, так как в них сформировалась бейнитная структура зернистой морфологии. Формирование бейнита зернистой морфологии происходит по следующему механизму. На границах аустенитных зерен, где зарождение центров кристаллизации облегчено, диффузионным путем образуется доэфектоидная α -фаза. В оставшемся еще не превращенным аустените концентрация углерода повышается, устойчивость его при этом увеличивается. Так как процесс формирования зернистого бейнита идет в высокотемпературной области промежуточного превращения, то скорость диффузии углерода в еще не превратившийся аустенит повышенная. Предположительно, часть обогащенного углеродом аустенита в дальнейшем претерпевает распад на бейнитную α -фазу и карбиды, а часть после охлаждения остается непревращенной с сохранением высокой концентрации углерода.

Установлено, что структура бейнита зернистой морфологии состоит из зерен доэфектоидного феррита, бейнитной α -фазы и карбидов. Остаточный аустенит с высокой концентрацией углерода присутствует в виде включений. С целью уточнения тонкой структуры были произведены рентгеноструктурный анализ и электронная микроскопия исследуемых образцов, которые кроме всего прочего выявили в промежуточной структуре наряду с цементитом наличие специального карбида $M_{23}C_6$ (Таблица 1).

Таблица 1.

Объемные доли фаз в образцах стали 24X2HAc

Фаза	Охлаждение с мгновенной скоростью 2 °C/c (%)			Охлаждение с мгновенной скоростью 2.5 °C/c (%)		
	1	2	3	1	2	3
α -фаза	88,9	75 - 81	85,0	91	84 - 87	88,03
γ -фаза	9	19 - 25	14	6,7	9 - 12	8,5
$M_{23}C_6$	2,0			0,64		
Fe_3C	~0,1			2,83		

Примечание: 1 - объемные доли фаз, измеренные по методу электронной микроскопии; 2 - объемные доли фаз, измеренные по методу рентгеноструктурного анализа; 3 – средние значения между методами электронной микроскопии и методом рентгеноструктурного анализа.

Электронная микроскопия также показала, что карбидная фаза, представлена двумя типами карбидов: $Me_{23}C_6$ – карбиды хрома $(FeCr)_{23}C_6$ и карбиды Me_3C – карбиды железа $(FeCrMn)_3C$. Карбиды хрома – это частицы округлой формы, резко отличающиеся по размеру (рисунок 1).

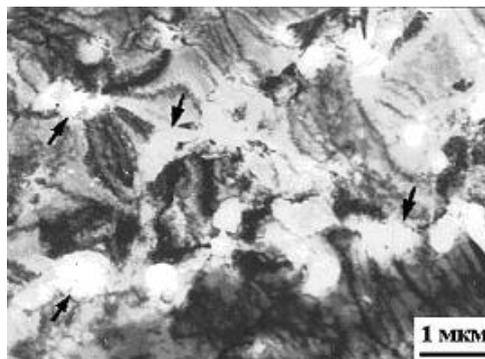


Рисунок 1. Фрагменты феррито-карбидной смеси в стали 24X2HAc. Стрелками отмечены места выделения карбидов типа $M_{23}C_6$

Крупные частицы ($\sim 0,2$ мкм) расположены, в основном, в стыках и на границах фрагментов фрагментированного феррита. Мелкие карбиды ($d \approx 10 \dots 20$ нм) глобулярной формы расположены преимущественно на дислокациях внутри всех структурных составляющих α -фазы. Однако их объемная доля не велика и в материале не превышает 0,1%.

В отличие от карбидов хрома карбиды железа типа Me_3C имеют вытянутую пластинчатую форму и располагаются внутри реек и пластин бейнитной α -фазы.

Анализ диаграммы состояния Fe-Cr-C показывает, что карбиды хрома $(FeCr)_{23}C_6$ не должны образовываться в исследуемой стали. Предположительно присутствие карбида $(FeCr)_{23}C_6$ в исследуемой структуре можно объяснить тем, что на начальных стадиях промежуточного превращения наряду с перераспределением углерода происходит и перераспределение хрома. Углерод перераспределяется от фронта фазовой γ - α перекристаллизации, а хром, наоборот, перераспределяется к фронту. В результате на фронте перекристаллизации аустенит оказывается обеднен углеродом и обогащен хромом. Из аустенита такого состава и происходит выделение глобулярных карбидов хрома.