

Б. В. Сітніков

**ЗДАТНІСТЬ ДО ЗВАРЮВАННЯ
КОНСТРУКЦІЙНИХ
МАТЕРІАЛІВ**

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

**для самостійного вивчення курсу дисципліни
студентами спеціальності 131 «Прикладна механіка»
зі спеціалізації 131-11 «Зварювання та споріднені процеси і
технології» денної і дистанційної форм навчання**

Рекомендовано вченою радою НТУ «ХП»

Харків
НТУ «ХП»
2023

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«ХАРКІВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»
НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ
МЕХАНІЧНОЇ ІНЖЕНЕРІЇ І ТРАНСПОРТУ**

ЗДАТНІСТЬ ДО ЗВАРЮВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

для самостійного вивчення курсу дисципліни студентами спеціальності 131 «Прикладна механіка» зі спеціалізації 131-11 «Зварювання та споріднені процеси і технології» денної і дистанційної форм навчання

Затверджено
редакційно-видавничою
радою університету,
протокол №12 от 30.06.23р.

Харків
НТУ «ХП»
2023

УДК 621.791(07)

ББК 30.61я7

М 30

Рецензенти:

В.В. Дмитрік, д-р. техн. наук, проф., каф. сварки, НТУ «ХП»;

Е.С. Дерябкіна, канд. техн. наук, доц. каф. інтегрованих технологій в машинобудуванні та зварювальному виробництві, УПА.

Здатність до зварювання конструкційних матеріалів

Курс лекцій по учебной дисциплине «Здатність до зварювання конструкційних матеріалів» — один із курсів, який закладає необхідну теоретичну базу для вивчення комплексної характеристики металу, що визначає його реакцію на фізико-хімічний вплив процесу зварювання та здатність утворювати зварне з'єднання, що відповідає заданим експлуатаційним вимогам.

Курс лекцій содержит список рекомендуемых источников и включает в себя ссылки на ресурсы Интернет. Для самостоятельного изучения студентами дневной, дистанционной и заочной формы обучения специальности «131. Прикладная механика» по специализации «131-11». Сварка и сопутствующие процессы и технологии».

Сітніков Б.В.

М 30 Здатність до зварювання конструкційних матеріалів / Б. В. Сітніков. – Харків : НТУ «ХП», 2023. – 142 с. – На укр. мові.

ISBN

В курсі розглядаються ті явища і процеси, які властиві багатьом видам зварювання, як би загальні для них: окислюваність металів при зварюванні, опірність утворенню гарячих тріщин та тріщин повторного нагріву; опірність утворенню холодних тріщин та уповільненому руйнуванню; чутливість металу до теплової дії зварювання; чутливість до утворення пір; відповідність властивостей зварного з'єднання експлуатаційним вимогам та інші, у той час як у технологічних курсах більше уваги приділено тим конкретним питанням, які значною мірою залежать від технологічних прийомів, що вивчаються.

Для самостійного вивчення студентами денної, дистанційної та заочної форми навчання спеціальності «131. Прикладна механіка» за спеціалізацією «131-11. Зварювання та супутні процеси і технології».

Ил. 39. Табл. 7. Библиогр. 22 найм.

УДК 621.791(07)

ББК 30.61я7

ISBN

© Б.В. Сітніков, 2023

Зміст

- Тема 1. Фізична та технологічна зварюваність матеріалів.
Зварюваність та критерії її оцінки
- Тема 2. Зварюваність вуглецевих конструкційних сталей
- Тема 3. Зварюваність низьколегованих сталей
- Тема 4. Зварюваність середньолегованих сталей
- Тема 5. Зварюваність високолегованих сталей
- 5.1. Зварюваність сталей мартенситного класу
- 5.2. Зварюваність сталей феритного класу
- 5.3. Зварюваність сталей аустенітного класу
- Тема 6. Зварюваність чавунів
- Тема 7. Зварюваність алюмінію та його сплавів
- Тема 8. Зварюваність титану та його сплавів
- Тема 9. Зварюваність нікелю та його сплавів
- Тема 10. Зварюваність тугоплавких і активних металів

Тема 1. Фізична та технологічна зварюваність матеріалів.

Зварюваність та критерії її оцінки

Монолітність зварного з'єднання при зварюванні забезпечується утворенням міжатомних і міжмолекулярних зв'язків частинками матеріалів, що з'єднуються на поверхні їх контакту.

Розрізняють дві групи міжатомних та міжмолекулярних зв'язків, що мають електричну природу. 1) фізичні (ван-дер-ваальсівські) та 2) хімічні (іонна, ковалентна, металева, воднева, донорноакцепторна та їх поєднання). Міцність хімічних зв'язків (енергія, необхідна для роз'єднання речовини на окремі молекули, атоми або іони становить десятки та сотні кілоджоулів, а фізичних – частки та одиниці кілоджоуля.

В результаті зварювання утворюються сполуки із міцними хімічними зв'язками.

При зварюванні в процесі утворення хімічних зв'язків матеріали, що зварюються, піддаються механічному, фізичному або хімічному впливу. Явища, що супроводжують утворення хімічних зв'язків, називаються зварювальними процесам

Зварювальні процеси, характерні для зварювання металів, можна умовно поділити на три групи:

- 1) теплові процеси, що включають нагрівання, плавлення та охолодження металів;
- 2) термомеханічні процеси, що полягають у пластичному деформуванні металу з одночасним впливом високої температури;
- 3) фізико-хімічні процеси, що протікають у твердому та рідкому металі: фазові перетворення, розчинення та виділення речовин з розчину, дисоціація або утворення хімічних сполук, дифузія, обмінні реакції між контактуючими фазами тощо.

Зварювальні процеси визначають технологічну міцність металу шва та зони термічного впливу, тобто стійкість металу зварного з'єднання проти

локальних руйнувань у процесі виготовлення (опірність утворенню різного роду тріщин). Крім того, вони значною мірою визначають експлуатаційну міцність, працездатність зварного з'єднання — ступінь відповідності його механічних, фізичних та хімічних властивостей вимогам експлуатації.

Здатність металів, що з'єднуються, утворювати при зварюванні якісне зварне з'єднання оцінюють їх зварюваністю. Зварюваність - комплексна характеристика металу, що характеризує його реакцію на фізико-хімічний вплив процесу зварювання та здатність утворювати зварне з'єднання, що відповідає заданим експлуатаційним вимогам. Основні критерії зварюваності такі:

- окислюваність металу при зварюванні, що залежить від його хімічної активності;

- опірність утворенню гарячих тріщин та тріщин при повторних нагріваннях;

- опірність утворенню холодних тріщин та уповільненому руйнуванню;

- чутливість металу до теплового впливу зварювання, що характеризується його схильністю до зростання зерна, структурними та фазовими змінами у шві та зоні термічного впливу, зміною міцнісних та пластичних властивостей;

- чутливість до утворення пір;

- відповідність властивостей зварного з'єднання експлуатаційним вимогам; до таких властивостей відносяться: міцність, пластичність, витривалість, повзучість, в'язкість, жаростійкість і жароміцність, корозійна стійкість та ін.

Розрізняють фізичну та технологічну зварюваність.

Під фізичною зварюваністю розуміють здатність металів утворювати в результаті зварювання яким-небудь способом монолітні сполуки з хімічним зв'язком.

Технологічна зварюваність - техніко-економічний показник. Вона характеризує можливість отримання зварного з'єднання необхідної якості,

що задовольняє вимогам надійності конструкції при експлуатації, із застосуванням обладнання при найменших витратах праці та часу.

Технологическая свариваемость определяется совокупностью свойств основного металла, характеризующих его реакцию на термомеханический цикл сварки. Кроме того, она зависит от способа и режима сварки, свойств присадочного металла, применяемых флюсов, электродных покрытий и защитных газов, от конструктивных особенностей свариваемого изделия и условий его последующей эксплуатации.

Известно, что не все стали одинаково хорошо свариваются. Одни стали сваривают без каких-либо ограничений, для других необходимо применять специальные технологические приемы. В связи с этим существует довольно широкое трактование понятия свариваемости. Так, согласно стандарту ISO 581 :1980, металл можно считать свариваемым, если при сварке достигается сплошность сварного соединения и при этом применяется такой процесс сварки, который позволяет получить соединения, удовлетворяющие требованиям к их локальным свойствам.

Согласно стандарту Британского института сварки BS499-1:2009, свариваемость — это способность материала подвергаться сварке любым способом и без специальных мер с целью получения соединения, свойства которого позволяют полностью использовать материал.

Согласно стандарту DIN 8528-1 (Германия), свариваемость деталей из металлических материалов имеет место, если с помощью определенного способа сварки и при соблюдении определенной технологии достигается соединение материалов сварными швами, удовлетворяющими требованиям по свойствам и влиянию на конструкцию.

В соответствии с ГОСТ 29273—92 металлический материал считается поддающимся сварке до установленной степени при данных процессах и для данной цели, когда сваркой достигается металлическая целостность при соответствующем технологическом процессе, чтобы свариваемые детали отвечали техническим требованиям в отношении как их собственных

качеств, так и их влияния на конструкцию, которую они образуют. Близко к этому и определение свариваемости согласно ДСТУ 3761.1—98.

Свою точку зрения на свариваемость имеют и отдельные ученые-сварщики. Большую работу по систематизации термина "свариваемость" и методов оценки свариваемости внес К.А.Ющенко. Так, в работах [2, 3] предложено новое понимание термина "свариваемость" на основе анализа существующих подходов к оценке свариваемости и стандартов, действующих в различных странах и организациях. Показано, что в абсолютном большинстве случаев свариваемость оценивается качественно и субъективно; термин "свариваемость" рассматривается скорее как философское понятие, а определение "свариваемости" через способность материала образовывать сварное соединение не указывает как и чем его можно измерить.

В работе [4] свариваемость материалов рассматривается как собирательное понятие, характеризующее пригодностью к сварке и надежностью сварного соединения, а в работе [5] свариваемость данного материала оценивают тем выше, чем большее число способов сварки может быть применено, чем проще их технология и шире пределы допускаемых режимов сварки, обеспечивающих заданные свойства сварного соединения.

В работе [6] оценка свариваемости высокопрочных сталей сводится к определению оптимальных условий сварки, при которых исключается возможность появления в сварном соединении трещин, а металл ОШЗ сохраняет требуемые пластичность, прочность и хладостойкость.

В работе [7] показано принципиальное отличие в понятиях "свариваемости" и "соединяемости" и обозначено место свариваемости в формировании соединения.

Вместе с тем, анализ работ, касающихся сварки сталей и сплавов, показывает, что широко используют такие понятия, как металлургическая, физическая и технологическая свариваемость.

Металлургическая свариваемость [8,9] определяется процессами, протекающими в зоне сплавления свариваемых деталей, в результате которых образуется неразъемное сварное соединение. На границе соприкосновения соединяемых деталей происходят физико-химические процессы, протекание которых определяется свойствами соединяемых металлов. Однородные металлы (одного химического состава) обладают одинаковой металлургической свариваемостью.

Таким образом, понятие "свариваемость" должно включать четыре взаимозависимых фактора: вид материала, тип конструкции, требуемые свойства и степень надежности. В зависимости от их выбора и сочетания будет достигаться тот или иной уровень свариваемости [1].

Сварка разнородных металлов может не произойти, так как свойства таких металлов иногда не в состоянии обеспечить протекание необходимых физико-химических процессов в зоне сплавления, поэтому эти металлы не обладают металлургической свариваемостью.

Под физической свариваемостью [10, 11] подразумевают возможность получения монолитных сварных соединений с химической связью. Такой свариваемостью обладают практически все технические сплавы и чистые металлы, а также ряд сочетаний металлов с неметаллами.

Технологическая свариваемость [12,13] — это характеристика металла, определяющая его реакцию на воздействие сварки и способность образовывать сварное соединение с заданными эксплуатационными свойствами. В этом случае свариваемость рассматривают как степень соответствия свойств сварных соединений одноименным свойствам основного металла или их нормативным значениям.

По степени образования контакта различают степени свариваемости согласно работе [14] (рис. 2).

Пригодность стали к сварке определяется испытаниями на свариваемость, которая в большинстве случаев заменяется испытаниями на склонность к образованию трещин различного типа. Например, для сварных соединений

из углеродистых и легированных сталей принимают следующие показатели свариваемости:

- сопротивляемость образованию горячих трещин (ГТ);
- * сопротивляемость образованию холодных трещин (ХТ);
 - » сопротивляемость образованию ламелярных трещин (ЛТ);
- * сопротивляемость образованию трещин отпуска (ТО);
- * значение основных механических свойств металла шва и ЗТВ;
- стойкость против развития трещиноподобных дефектов;
- * другие показатели в соответствии с особенностями рабочих нагрузок и условий эксплуатации (выносливость при циклических нагрузках, хладостойкость при эксплуатации в условиях отрицательных температур и др.).

Достаточными показателями свариваемости материала считают те, которые равны или выше нормативных значений требуемых свойств согласно техническим условиям на эксплуатацию сварных конструкций данного типа. Если все показатели свариваемости являются достаточными, т. е. все требования к эксплуатационным свойствам сварных соединений с принятыми допущениями удовлетворяются, то свариваемость материалов считается достаточной. Если не обеспечивается минимально приемлемый уровень хотя бы одного из показателей свариваемости, то свариваемость материала классифицируется как недостаточная. Следует отметить, что при таком подходе свариваемость одного и того же материала может быть поразному оценена в зависимости от назначения изделия.

Значительное влияние на свариваемость оказывают химический состав стали или сплава, структурно-фазовый состав и его изменения в процессе нагрева и охлаждения, физико-химические и механические свойства, активность элементов по отношению к кислороду, углероду и др.

В связи с тем, что параметров, характеризующих основной и присадочный (электродный) материалы, очень много, свариваемость представляет комплексную характеристику, включающую чувствительность

металла к окислению и порообразованию, соответствие свойств сварного соединения заданным эксплуатационным свойствам, реакцию на термические циклы, сопротивляемость образованию холодных и горячих трещин и т. д.

Из перечисленных параметров наиболее существенным при сварке и наплавке углеродистых и низколегированных сталей является сопротивляемость образованию трещин.

Свариваемость должна учитывать сопротивление металла шва образованию горячих, холодных, ламелярных трещин и трещин повторного нагрева.

Горячие трещины чаще всего возникают при ослаблении деформационной способности металла из-за появления в структуре легкоплавких хрупких эвтектик, дефектов кристаллического строения, внутренних и внешних напряжений.

Вероятность появления при сварке или наплавке горячих трещин можно определить по показателю Уилкинсона [8]:

При сварке низколегированной стали трещины начинают возникать при $H.C.S. > 4$ [15].

К способам уменьшения риска образования горячих трещин относят такие методы, как понижение содержания серы, фосфора, углерода, повышение содержания Mn, использование аустенитных сталей, создание возможности образования первичной ферритной структуры.

Холодные трещины чаще всего возникают из-за закаливаемости стали, при быстром охлаждении и насыщении металла шва и ЗТВ водородом. Они, как правило, зарождаются по истечении некоторого времени после сварки и наплавки и развиваются в течение нескольких часов или даже суток.

При оценке склонности металла к появлению холодных трещин чаще всего используют углеродный эквивалент, которым можно пользоваться как показателем, характеризующим свариваемость сталей.

Для оценки склонности сталей к образованию холодных трещин принято использовать ряд показателей [16].

Показатель углеродного эквивалента, предложенный Международным институтом сварки (PW Doc. 1X-535-67), который используется для низкоуглеродистых сталей, содержащих не больше 0,18 % углерода, или когда время охлаждения в интервале температур 800—500 °С не превышает 12 с.

В работе [17] для сталей, содержащих меньше 0,22 % углерода, и в случае быстрого охлаждения (время охлаждения в интервале температур от 800 до 500 °С меньше 6 с) предложили использовать показатель

$$P_{\text{см}} = \%C + \%S/30 + (\%Mn + \%Si + \%Cr)/20 + \%Ni/60 + \%Mo/15 + \%V/10 + 5 \%B.$$

Часто используется другая модификация этой формулы:

$$CE = \%C + \%Si/25 + (\%Mn + \%Si)/20 + \%Cr/10 + \%Ni/40 + \%Mo/15 + \%V/10$$

В работе [18] для сталей, содержащих до 0,25 % углерода, предложили использовать другой показатель для углеродного эквивалента:

$$CE = \%C + A(\%C)(\%Si/24 + \%Mn/6 + \%Si/15 + \%Ni/20) + (\%Cr + \%Mo + \%Nb + \%V)/5 + 5 \%B,$$

где $A(\%C) = 0,75 + 0,25 \tanh[20(\%C - 0,12)]$.

Эта формула легко преобразуется в предыдущие формулы, потому что параметр $A(\%C)$ существенно зависит от содержания углерода в стали.

Необходимо также отметить, что образование закалочных микроструктур и связанных с ними холодных трещин зависит от скорости охлаждения металла шва и ОШЗ, на которую влияют тепловые параметры сварки (тепловложение, начальная температура) и конструктивные особенности соединения (форма, толщина). При сварке стали с одним и тем же углеродным эквивалентом с возрастанием скорости охлаждения вероятность образования закалочных микроструктур увеличивается, что находит отражение в монотонном росте максимальной твердости в ОШЗ. Поэтому

ограничение максимальной твердости некоторым критическим значением может служить хорошим критерием для выбора стали и условий ее применения. Так, в японских стандартах на сталь для сварных конструкций помимо ограничений по углеродному эквиваленту с 70-х гг. XX в. введено ограничение по максимальной твердости в ОШЗ, которая не должна превышать 350 НV.

Классификация сталей по свариваемости следующая:

К первой группе относят наиболее распространенные марки низкоуглеродистых сталей ($C_s < 0,2$), сварка которых может быть выполнена по обычной технологии, т. е. без подогрева до и в процессе сварки, а также без последующей термической обработки. Литые детали с большим объемом наплавленного металла рекомендуется сваривать с промежуточной термической обработкой. Для конструкций, работающих в условиях статических нагрузок, ее после сварки не производят, для ответственных конструкций, работающих при динамических нагрузках или высоких температурах, она рекомендуется.

Ко второй группе относят углеродистые и легированные стали ($C_s = 0,2-0,35$), при сварке которых в нормальных условиях производства холодные трещины не образуются. В эту группу входят стали, которые для предупреждения образования трещин необходимо предварительно подогреть, а также подвергать последующей термической обработке. Последняя до сварки различная и зависит от марки стали и конструкции детали. Например, для литой стали ЗОЛ обязателен отжиг. Детали машин из проката или поковок не имеющих жестких контуров, можно сваривать в термически обработанном состоянии (закалка и отпуск). Сварка при температуре окружающей среды ниже 0°C не рекомендуется. Сварку деталей с большим объемом наплавленного металла рекомендуется проводить с промежуточной термической обработкой (отжиг или высокий отпуск)

В случае, когда невозможен последующий от пуск, заваренную деталь подвергают местному нагреву. Термическая обработка после сварки разная для сталей различных марок. При заварке мелких дефектов стали, содержащей более 0,35 % углерода, для улучшения механических свойств и обрабатываемости необходима термическая обработка (отжиг или высокий отпуск по режиму для данной стали).

К третьей группе ($C_s = 0,35- 0,45$) относят углеродистые и легированные стали перлитного класса, склонные в обычных условиях сварки к образованию холодных трещин. Свариваемость сталей этой группы обеспечивается при использовании специальных технологических мероприятий, заключающихся в их предварительной термической обработке и подогреве. Кроме того, большинство изделий из этой группы сталей подвергают термической обработке после сварки. Для деталей и отливок из проката или поковок, не имеющих особо жестких контуров и жестких узлов, допускается заварка в термически обработанном состоянии (закалка и отпуск).

Без предварительного подогрева такие стали можно сваривать в случаях, когда соединения не имеют жестких контуров, толщина металла не более 14 мм, температура окружающей среды не ниже 5°C и свариваемые соединения имеют вспомогательный характер. Во всех остальных случаях конкретная температура сопутствующего сварке или наплавке подогрева зависит от типа свариваемого материала и колеблется в среднем от 250 до 400 °C [19].

К четвертой группе ($C_s > 0,45$) относят углеродистые и легированные стали перлитного класса, наиболее трудно поддающиеся сварке и склонные к образованию трещин. При сварке этой группы сталей с использованием рациональных технологий не всегда достигаются требуемые эксплуатационные свойства сварных соединений. Эти стали свариваются ограниченно, поэтому их сварку выполняют с обязательной предварительной термической обработкой, подогревом в процессе сварки и

последующей термической обработкой. Перед сваркой такая сталь должна быть отожжена

Если оценка свариваемости по показателю углеродного эквивалента указывает на склонность свариваемой детали. Температуру предварительного подогрева, позволяющую избежать образования холодных трещин, можно определить по Формуле работы [20]

$$T = 350((СБ_{общ}) - 0,25)^{1/2} \delta$$

где $[СБ_{общ}]$ — общий эквивалент углерода, равный $[СЕ]_c + [СЕ]_в$, $[СЕ]_c$ — эквивалент углерода, зависящий от химического состава металла, рассчитанный по одной из предыдущих формул; $[СЕ]_s$ — эквивалент углерода, зависящий от толщины металла, который рассчитывают по формуле $[СЕ]_s = 0,0055 \delta [СЕ]_c$ (δ — толщина металла свариваемой детали).

Если же учитывать влияние такого важного фактора, как содержание водорода в металле швов [21], то температура предварительного подогрева должна возрасти еще на 30—50 °С [20]. Выполнять сварку таких крупногабаритных изделий, как корпусные конструкции, основания буровых платформ, трубы большого диаметра и др., с такой температурой подогрева невозможно, а изготовление менее габаритных изделий в соответствии с такой технологией может увеличить энерго- и трудозатраты примерно на 40 %.

Уменьшение содержания водорода в наплавленном металле достигается улучшением защиты сварочной ванны от внешней среды, тщательной подготовкой поверхности перед наплавкой, прокаливанием присадочного материала и др.

При анализе свариваемости не следует упускать из виду тот факт, что от воздействия значительных температур происходит разупрочнение термически упрочненных сталей. Таким образом, перед разработкой технологии сварки или наплавки следует определить свариваемость основного, присадочного металлов и металла шва, вероятность появления

трещин, разупрочнение сплава и назначить необходимые мероприятия для уменьшения или исключения нежелательных явлений.

Ламелярные трещины образуются в тавровых соединениях. Причинами их образования являются сульфиды и силикаты по границам зерен, что обусловлено качеством сталей и высокими внутренними напряжениями, которые формируются вследствие нерациональной формы конструкции.

Трещины повторного нагрева возникают при термической обработке и их возникновение связано с падением пластичности перегретого металла при повторном нагреве до 500—600 °С.

Причиной снижения пластичности перегретого металла может быть увеличение энергии границ первичного зерна поверхностно-активными элементами. В некоторых работах подчеркивается влияние способа раскисления и содержания микролегирующих элементов. Результаты исследований в этом направлении, однако, очень сложные и противоречивые. Так, например, незначительное увеличение содержания меди и сурьмы оказалось неблагоприятным, а олова — скорее благоприятным и т. д. Следует отметить, что раскисление алюминием при его повышенном содержании до 0,035 % оказывает неблагоприятное влияние, в то время как раскисление титаном — благоприятное. Увеличение содержания P + Cu + Sn + Pb + As от 0,5 до 1,3 %, а также размера зерна увеличивает склонность материала к образованию трещин отпуска [22]. Многие исследователи считают, что ванадий и хром, находящиеся в низколегированных сталях в количестве до 2 %, оказывают явно неблагоприятное влияние. О влиянии никеля и молибдена единого мнения нет, хотя в основном его оценивают как положительное.

Современные представления о механизме образования отпускной хрупкости связывают с процессами зернограницной сегрегации вредных примесей (P, Sn, Sb, As) и, как следствие, со снижением когезионной прочности границ зерен, сменой внутризеренного механизма разрушения межзеренным. Причем степень отрицательного влияния на сопротивление

металла отпускной хрупкости вредных примесных элементов в ОШЗ выше, чем в основном металле, из-за укрупнения зерна аустенита и резкого уменьшения вследствие этого удельной поверхности границ зерен.

Отрицательное влияние примесных элементов усиливается с увеличением в составе швов марганца и кремния. Условие обеспечения сопротивления металла отпускной хрупкости учитывается фактором Ватанабе [22]: (9)-

$$I = (Mn + Si)(P + Sn)10^4 < 200 \%$$

Фактор Бруска то [23] предложен для оценки сопротивления отпускной хрупкости металла сварного шва:

$$X = (10P + 5Sb + 4Sn + As) 100 \leq 25.$$

На основании результатов испытаний для низколегированной стали с максимальным содержанием хрома до 1,5 % в работе [22] получено уравнение для оценки влияния химического состава стали на склонность к образованию трещин отпуска.

Параметр оценки склонности к образованию трещин [22]

$$\Delta G = C_{Cr} + 3,3Mn + 8,IV + 10C - 2$$

В работе [22] предложено уравнение, учитывающее влияние микролегирующих элементов на отпускную хрупкость *PSR*:

$$PSR = C_{Cr} + C_{Si} + 2Mn + 10V + 7Nb - 5Ti - 2$$

В случае, если ΔG или *PSR* больше 2, т.е. эти параметры положительные, и стали и их сварные соединения склонны к образованию трещин отпуска.

При оценке свариваемости роль химического состава стали является преобладающей. По этому показателю в первом приближении проводят оценку свариваемости.

Углерод — одна из важнейших примесей, определяющая прочность, пластичность, закаливаемость и другие характеристики стали. Содержание углерода в сталях до 0,25 % не снижает свариваемости. Более высокое содержание приводит к образованию закалочных структур в металле ЗТВ и появлению трещин [24].

Сера и фосфор — вредные примеси. Повышенное содержание серы приводит к образованию горячих трещин (красноломкость), а фосфора — образованию холодных трещин (хладноломкость). Поэтому содержание серы и фосфора в низкоуглеродистых сталях ограничивают до 0,03—0,05 % [24].

Кремний присутствует в сталях как примесь в количестве до 0,3 % в качестве раскислителя. При таком содержании кремния свариваемость сталей не ухудшается. В качестве легирующего элемента при содержании кремния 0,5—1,0 % (особенно выше 1,2 %) возможно образование оксидов кремния, ухудшающих свариваемость стали [24].

Марганец при содержании в стали до 1,0 % процесс сварки не затрудняет. При сварке сталей с содержанием марганца в количестве 1,8—2,5 % возможно появление закалочных структур и трещин в металле ЗТВ 1241.

Хром в низкоуглеродистых сталях ограничивается как примесь в количестве до 0,3 %. В низколегированных сталях возможно содержание хрома в пределах 0,7—3,5 %. В легированных сталях его содержание колеблется от 12 до 18 %, а в высоколегированных сталях достигает 35 %. При сварке хром образует карбиды, ухудшающие коррозионную стойкость стали. Хром способствует образованию тугоплавких оксидов, затрудняющих процесс сварки [24].

Никель аналогично хрому содержится в низкоуглеродистых сталях в количестве до 0,3 %. В низколегированных сталях его содержание возрастает до 5 %, а в высоколегированных — до 35 %. В сплавах на никелевой основе его содержание является преобладающим. Он увеличивает прочностные и пластические свойства стали, оказывает положительное влияние на свариваемость [24].

Ванадий в легированных сталях содержится в количестве 0,2—0,8 %. Он повышает вязкость и пластичность стали, улучшает ее структуру, способствует повышению прокаливаемости [24].

Содержание молибдена в сталях ограничивается 0,8 %. При таком содержании он положительно влияет на прочностные показатели сталей и измельчает ее структуру. Однако при сварке он выгорает и способствует образованию трещин в наплавленном металле [24].

Титан и ниобий в коррозионно-стойких и жаропрочных сталях содержатся в количестве до 1 %. Они снижают чувствительность стали к межкристаллитной коррозии, вместе с тем ниобий в сталях типа 18-8 способствует образованию горячих трещин [24].

Медь содержится в сталях как примесь (до 0,3 % включительно), как добавка в низколегированных сталях (0,15 до 0,5 %) и как легирующий элемент (до 0,8-1,0 %). Она повышает коррозионные свойства стали, не ухудшая свариваемости [24].

Свариваемость сварных соединений с точки зрения сопротивления образованию холодных трещин невозможно оценивать без учета влияния водорода. На основании изучения действия всех трех основных факторов (состава, газонасыщенности, жесткости конструкции), способствующих образованию холодных трещин, выявлен критерий для оценки чувствительности сталей к образованию подобных трещин – критерий трещинообразования [25].

$$P_c = P_{cm} + H/60 + K/400,$$

где P_{cm} - коэффициент, характеризующий охрупчивание вследствие структурного превращения; H — количество диффузионного водорода в металле сварного шва; K — коэффициент интенсивности жесткости сварного узла, рассчитываемый по формуле $K = K_0 \delta$ (K_0 — коэффициент, который определяется силой перемещения кромки соединения на 1 мм, отнесенный к единице толщины листа и длине шва; δ — толщина листа). Значение коэффициента K_0 может быть рассчитано или определено экспериментально [26]. Для сварных соединений значение коэффициента K_0 изменяется от 200 до 4000 Н/(мм² мм), причем для пробы Теккен он составляет 690 Н/(мм² мм) [26, 27].

На образование холодных трещин заметное влияние оказывает воздействие растягивающих остаточных напряжений после окончания сварки. Эти напряжения зависят от толщины сварного соединения, типа сварного узла и особенно жесткости свариваемой части конструкции. Значение этих напряжений и может быть выражено с помощью коэффициента интенсивности жесткости K .

Многочисленные исследования показали, что сталь чувствительна к образованию холодных трещин, если $P_c > 0,286$.

Таким образом, до сих пор не сложилось единого мнения, что понимать под термином "свариваемость" и какими критериями ее следует оценивать, нет и единого, общепотребительного определения свариваемости, а те, которые есть, носят качественный характер. Следует отметить, что наиболее полная систематизация и анализ понятия "свариваемости" разных авторов и документов выполнена в работах [2, 3].

Испытания на свариваемость в большинстве случаев подменяются испытаниями на склонность к образованию трещин, т. е. один нечеткий термин "свариваемость" заменяется другим нечетким термином "склонностью" к образованию трещин. Следуя логике такого подхода, свариваемость следует оценивать параметрами, характеризующими разрушение сварного соединения, а не параметрами легирования сварного шва (углеродный и другие эквиваленты). С другой стороны, из-за огромного разнообразия видов и методов сварки достаточно проблематично локализовать разрушение именно в зоне сварки, чтобы оно характеризовало свойства сварного соединения в целом, а не его отдельных участков — металла шва, линии сплавления и ЗТВ.

Хоча до теперішнього часу вже цілком склалися деякі феноменологічні уявлення про рамки і межі приватних критеріїв, але досі не розроблені фізичний та математичний апарати, що дозволяють чисельно оцінити зварюваність. Все це тому, що зварюваність сталей залежить як безпосередньо, так і

опосередковано від великої кількості зовнішніх і внутрішніх параметрів зварювання, а кожен дослідник розглядає в основному лише одну вузьку сторону цього явища. У процесі аналізу літературних даних склалася думка, що не потрібно шукати чисельну математичну інтерпретацію зварюваності.

Різноманітність матеріалів, що підлягають зварюванню, та процесів зварювання, що кардинально відрізняються один від одного своєю фізичною природою, навряд чи дозволить виробити загальні чисельні критерії.

Слід погодитися з авторами робіт [1-3] і розуміти під терміном "зварюваність" властивість матеріалів утворювати якісні нероз'ємні сполуки, що наближаються за своїми фізико-хімічними показниками до основного металу і дозволяють створювати конструкції відповідального призначення, що задовольняють вимогам, що висуваються. При цьому можна оцінювати зварюваність кожного матеріалу і підбирати спосіб зварювання з урахуванням вже розроблених і наведених критеріїв, крім того, у кожному конкретному випадку за необхідності можна обумовлювати необхідні вимоги до зварного з'єднання.

Тема 2. Зварюваність вуглецевих конструкційних сталей

Вуглецеві сталі, що застосовуються в практиці, містять крім вуглецю до 0,4% Si, 0,5...0,8 % Mn і по 0,02...0,06 % S і P. Кремній і марганець є корисними домішками ; розчиняючись у ферриті, вони зміцнюють сталь. Сірка утворює з'єднання FeS і викликає червоноламкість, а фосфор, навпаки, розчиняючись у ферриті, викликає холодостійкість сталі.

Основним компонентом сталі, що надає вирішальний вплив на її структуру та властивості, залишається вуглець. Зі збільшенням вмісту

вуглецю твердість і міцність сталі підвищуються, а пластичність і ударна в'язкість значно знижуються. За призначенням вуглецеві сталі поділяються на конструкційні ($Z < 0,8 \%$) та інструментальні ($Z 0,8 \%$).

Конструкційні сталі бувають звичайної якості та якісні.

Класифікація сталей за якістю проводиться насамперед залежно від вмісту в них шкідливих домішок — сірки та фосфору.

До сталей звичайної якості (ГОСТ 380-88) відносять сталі із вмістом до $0,04...0,06\%$ сірки та фосфору. За ступенем розкислення вони можуть бути киплячими (кп), нолуснокойнимп (пс) або спокійними (сп). Їх позначають літерами Ст і цифрою-поміром стали, наприклад: Ст1, Ст3. У марку вказує також ступінь розкислення сталі - Ст2кп, Ст4сп.

Якісні конструкційні сталі (ГОСТ 1050-74) відрізняються меншим вмістом сірки і фосфору ($\leq 0,04\%$), в них суворіше регламентується вміст інших елементів, неметалевих домішок. Ці сталі маркують числами 08, 10, 15, 20 ... 85, що вказують на середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка. За ступенем розкислення вони можуть бути киплячими, напівспокійними або спокійними.

Из конструкционных сталей выделяются так называемые *автоматные* стали с повышенной обрабатываемостью резанием, применяемые в основном для изготовления из них деталей на станках- автоматах. Такие стали характеризуются повышенным содержанием серы ($0,08...0,30 \%$) и фосфора (до $0,15 \%$). Сера образует в стали сульфид MnS , оказывающий смазывающее действие на инструмент, а фосфор способствует образованию ломкой стружки и получению чистой блестящей поверхности при резании. Автоматные стали маркируют буквой А и числом, указывающим содержание углерода в сотых долях процента: А12, А20, А30.

Инструментальные стали (ГОСТ 1435—74) подразделяют на качественные: У7, У8...У12, У13 и высококачественные: У7А. У8А...У12А, У13А. Числа в марке указывают содержание углерода в десятых долях процента, буква А в конце марки обозначает высококачественную сталь.

В настоящее время новые металлургические процессы: вакуумная плавка, обработка синтетическими шлаками, электрошлаковый переплав и пр. — дают возможность получить в массовом количестве металл особо высокой чистоты, с ничтожным содержанием газов, кислорода, серы (не выше 0,01%). Сварка чувствительнее к загрязнениям металла, чем многие другие технологические процессы, а потому для сварных конструкций, и в особенности для присадочных материалов, необходим металл высокой чистоты.

В зависимости от содержания углерода углеродистые конструкционные стали разделяют на три группы: *низкоуглеродистые*; *среднеуглеродистые* и *высокоуглеродистые*.

К низкоуглеродистым относятся стали, содержащие до 0,25% углерода (Ст. 3, Ст. 10, Ст. 15, Ст. 20, 22К и др.). Как правило, эти стали хорошо свариваются.

Наплавленный металл обычно несколько отличается от основного по своему химическому составу (снижено содержание углерода и повышено — марганца и кремния). Снижение содержания углерода в наплавленном металле может привести к уменьшению прочности сварного шва. Чтобы избежать этого, в наплавленный металл вводят дополнительно марганец и кремний. Повышению прочности способствует также ускоренное охлаждение шва. Поэтому при сварке низкоуглеродистых сталей легко обеспечить равнопрочность сварного шва основному металлу.

К среднеуглеродистым конструкционным сталям относятся спокойные стали, в которых содержание углерода колеблется в пределах от 0,26, до 0,45% (Ст. 5, Ст. 25, Ст. 30, Ст. 35, Ст. 40, Ст. 25Г, Ст.30Г, Ст. 35Г и др.). Повышенное содержание углерода ухудшает свариваемость и затрудняет сварку этих сталей, так как оно

а) снижает стойкость наплавленного металла к образованию кристаллизационных трещин;

б) делает возможным появление в зоне термического влияния малопластичных структур и холодных трещин.

Для увеличения стойкости наплавленного металла к образованию кристаллизационных трещин снижают содержание углерода в нем за счет применения соответствующих сварочных материалов и уменьшения доли основного металла в наплавленном. При этом получают наплавленный металл, равнопрочный основному, путем дополнительного легирования элементами, упрочняющими феррит (марганец, кремний).

В среднеуглеродистых сталях повышенное содержание углерода облегчает возможность появления мартенсита в околошовной зоне.

Чтобы предотвратить образование малопластичных и хрупких структур при сварке среднеуглеродистых сталей, следует замедлять охлаждение металла, а в случае необходимости предварительно подогревать изделие. В ряде случаев для обеспечения высокой деформационной способности сварного соединения и его равнопрочности с основным металлом после сварки назначается последующая термическая обработка (закалка с отпуском, нормализация). Вообще использование среднеуглеродистых сталей для сварки не всегда целесообразно.

До високовуглецевих конструкційних сталей відносяться сталі, що містять 0,46-0,75% вуглецю. Зварювання їх пов'язані з труднощами тієї самої характеру, як і зварювання среднеуглеродистых сталей, але ще більшою мірою; для подолання їх рекомендуються самі способи. Потрібно більш уповільнене охолодження металу при зварюванні, попередній підігрів, іноді наступна термообробка. Високовуглецеві сталі відносяться до важкозварювальних.

Діаграма стану залізо-вуглець в інтервалі від заліза до цементиту представлена на рис. 1. Лінія ABCD є ліквідусом системи, лінія ANJESF - солідусом.

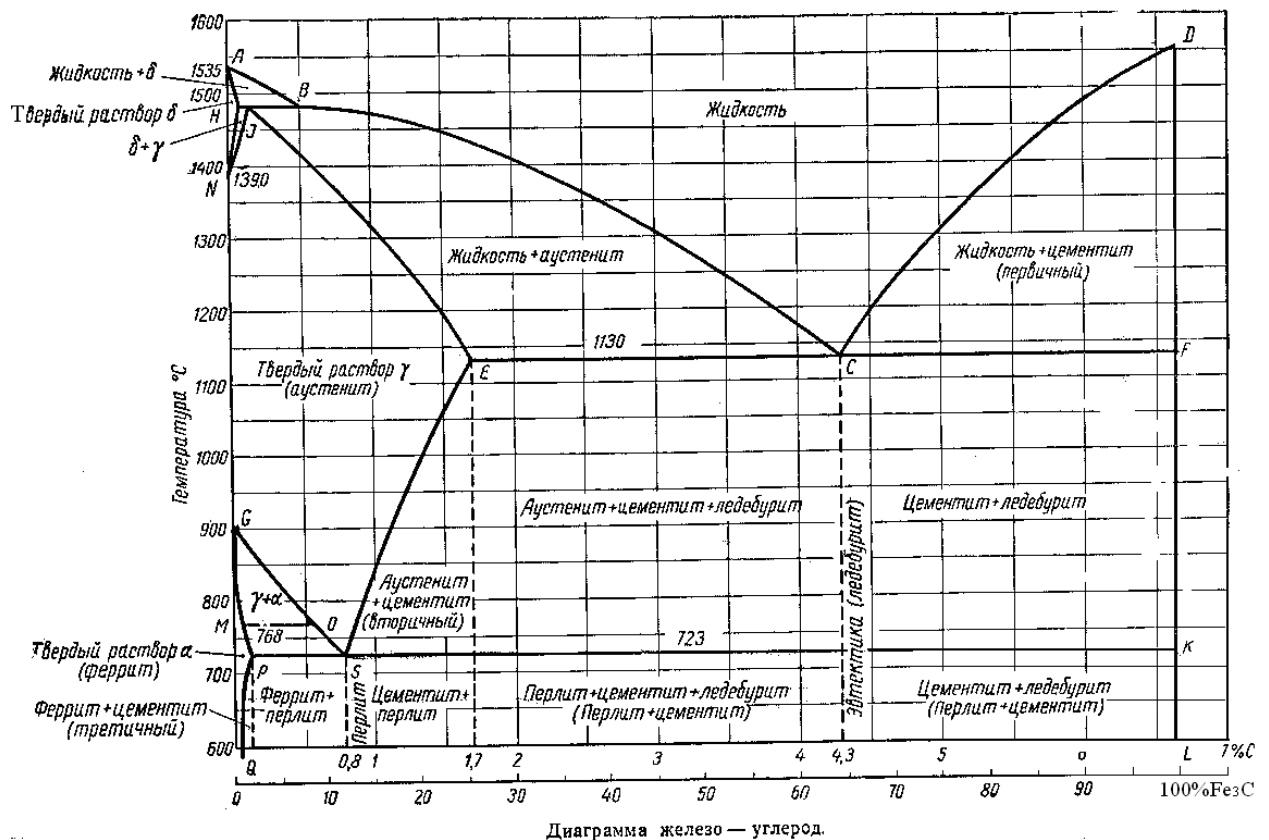


Рис.1 – Діаграма залізо - вуглець

Компонентами залізовуглецевих сплавів є два хімічні елементи - залізо та вуглець.

Залізо — сріблясто-білий метал із температурою топлення 1539 °З щільністю 7,87·103кг/м3. Йому властива хороша пластичність, невисока міцність та мала твердість. Залізо може мати дві кристалічні модифікації: модифікацію (ГЦК) в інтервалі температур 911 - 1392 °С і модифікацію (ОЦК) при температурах, нижчих за 911 °С і в межах високих (1392 -1539 °С) температур. Високотемпературну модифікацію іноді позначають буквою.

Графіт має просту гексагональну кристалічну решітку з координаційним числом 6 (Г6). Він відзначається низькою міцністю та поганою пластичністю.

Так як залізо, крім того, що утворює з вуглецем хімічна сполука Fe₃C, має дві алотропічні форми α і γ, то в системі існують наступні фази:

Рідка фаза L - однорідна рідина, яка складається із заліза та вуглецю. Рідкий розчин існує як окрема фаза над лінією ліквідусу, а між лініями ліквідусу і солідус він знаходиться в рівновазі з кристалічною фазою

(ферритом, аустенитом або цементитом).

Феррит Ф - структурная составляющая, представляющая собой твердый раствор углерода в α -железе. Обозначается буквой Ф, α или Fe α . Различают низкотемпературный α -феррит и высокотемпературный δ -феррит. Максимальная растворимость углерода в α -феррите составляет 0,02 % и в δ -феррит - 0,1 %. Такая незначительная растворимость объясняется малыми размерами пустот в объёмноцентрированном кубе железа против размеров атома углерода.

Аустенит А – структура, представляющая собой твердый раствор углерода в γ -железе с максимальной растворимостью 2,14% С. Обозначается аустенит буквой γ или Fe γ (С). Аустенит не магнитный, довольно пластический и имеет твердость за Бринеллем в пределах 1700-2200 МПа.

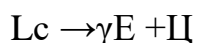
Цементит Ц — химическое соединение железа с углеродом Fe₃C, которая отвечает концентрации углерода 6,67 %. Твердость цементита очень высокая (8000 НВ), его температура плавления составляет 1260 °С.

Три горизонтальные линии на диаграмме (НJB, ECF, PSK) показывают, что возможно протекание трех невариантных реакций. При 1499° (линия НJB) протекает перитектическая реакция



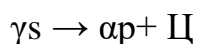
В результате перитектической реакции образуется аустенит. Реакция эта имеет место только у сплавов, содержащих углерода от 0,1 до 0,5 %.

При 1147°С (горизонталь ECF) протекает эвтектическая реакция



В результате этой реакции образуется эвтектическая смесь. Эвтектическая смесь аустенита и цементита называется ледебуритом. Реакция эта происходит у всех сплавов системы, содержащих углерода более 2,14%.

При 723° (горизонталь PSK) протекает эвтектоидная реакция



Продуктом превращения является эвтектоидная смесь. Эвтектоидная смесь феррита и цементита называется перлитом (под микроскопом она

имеет вид перламутра).

У всех сплавов, содержащих свыше 0,02% углерода, т. е. практически у всех промышленных железоуглеродистых сплавов имеет место перлитное (эвтектоидное) превращение.

На рисунке 2 показан левый верхний участок диаграммы железо — углерод (в области перитектического превращения).

Рассмотрим последовательность превращений сплава концентраций K_1 содержащего углерода менее 0,1% (например, 0,05 %).

Кристалізація сплаву почнеться в точці 1, коли з нього виділятимуться кристали -твердого розчину. У процесі кристалізації концентрація рідини змінюється "по ліквідусу", а концентрація твердої фази - "за солідус". У точці а, що лежить в області існування рідкої і твердої фаз, концентрація рідини визначиться проекцією точки с, і твердої фази - проекцією точки b; кількість твердої фази визначиться відношенням відрізків ac/bc ; кількість рідкої фази - відношенням відрізків ba/bc .

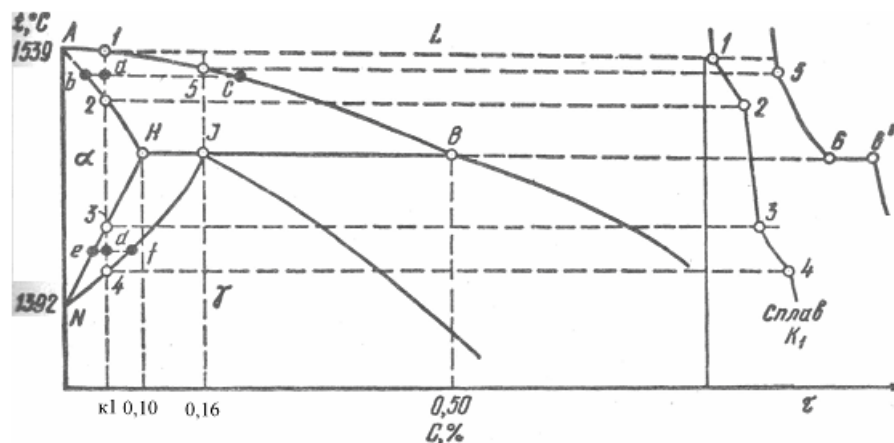


Рис.2 – Частина діаграми стану Fe - C. Первинна кристалізація низьковуглецевих сплавів

У точці 2 кількість рідкої фази стає рівним нулю, процес кристалізації закінчується, утворюється твердий однорідний розчин α . Знову сплав відчуває перетворення в інтервалі температур 3-4, коли α -твердий розчин перетворюється на γ -твердий розчин. Концентрація фаз змінюється відповідно до положення ліній HN та JN.

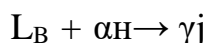
В точке d концентрация α -фазы определится проекцией точки e , концентрация γ -фазы — проекцией точки f , количество фаз — отношением отрезков, т. е. $\alpha/\gamma = df/ed$.

В точке 4 сплав полностью приобретает строение γ -твердого раствора.

В правой части фигуры (рисунок 2) показана термическая кривая охлаждения этого сплава.

Охлаждение сплава с содержанием углерода 0,16 % протекает сначала так же, как и сплава K1, и начинается с выделения α -фазы переменной концентрации.

В точке J при 1499 °С жидкость принимает концентрацию B , а α -фазы — концентрацию H и начинает образовываться γ -фаза концентрации J . Ввиду наличия трех фаз превращение протекает при постоянной температуре ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$); отрезок $b-b^I$ на кривой охлаждения является горизонтальным. В результате реакции



образуется аустенит (γ -фаза) концентрации 0,16%. При содержании углерода меньше или больше 0,16 % (т. е. левее или правее точки J) после окончания перитектической реакции остается в избытке α -фаза или жидкость, которая при дальнейшем охлаждении превращается в γ -фазу. Окончание превращения будет на линиях NJ и JE (точка E на рисунке 2 не показана), когда, наконец, образуется однофазная структура γ -фазы.

Рассмотрим процессы первичной кристаллизации сплавов, содержащих углерода более 2,14 % (рис. 3).

Особенность первичной кристаллизации этих сплавов заключается в том, что в них она заканчивается эвтектическим превращением при 1147 °С, когда жидкость концентрацией 4,3 % С дает две твердые фазы — аустенит (2,14 % С) и цементит, т. е. образуется ледебурит.

В сплаве, точно соответствующем эвтектической концентрации 4,3 % С, происходит только эвтектическая кристаллизация, протекающая при постоянной температуре.

У доевтектичних сплавах, тобто сплавах, що містять вуглецю менше 4,3% (але більше 2,14), евтектичному перетворенню передуює виділення первинного аустеніту.

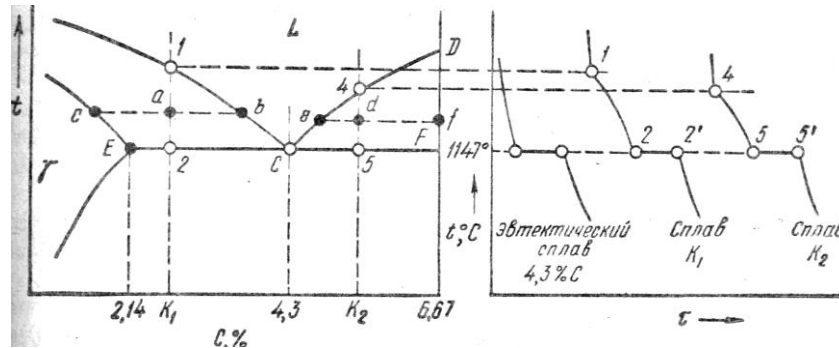


Рис. 3 – Частина діаграми стану Fe – С. Первинна кристалізація високовуглецевих сплавів

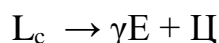
Таким є сплав K1, крива охолодження якого показана на правій частині малюнка 3. Качало кристалізації сплаву (K1) визначається точкою 1, що лежить на лінії ліквідус.

При подальшому охолодженні відбувається виділення кристалів аустеніту змінного складу, концентрація яких визначається лінією солідус, тоді як рідина має концентрацію відповідно до положення лінії ліквідус. У точці а, що лежить у двофазній ділянці $\gamma + L$, концентрація рідкої фази визначиться проекцією точки b, а твердої фази - проекцією точки з кількістю цих фаз співвідношенням відрізків:

$$\text{Количество жидкой фазы/ Количество твердой фазы} = ca/cb$$

В точке 2 при 1147 °С, т. е, при пересечении вертикали K1 с горизонталью ECF (1147 °С), количество жидкости соответствует отрезку E —2 и жидкость имеет концентрации точки С (4,3 % С).

При этой температуре кристаллизуется эвтектика по реакции



Кристаллизацией эвтектики заканчивается первичная кристаллизация этого сплава. В результате первичной кристаллизации структура

состоит из первичных кристаллов аустенита и ледебурита.

Для заэвтектического сплава, например сплава K2 (рис.3), начальная стадия кристаллизации заключается в выделении первичного цементита, начинающемся на линии ликвидуса CD (точка 4).

Выделение цементита вызывает обеднение жидкости углеродом. В точке 5, лежащей на линии ECF, состав жидкости примет концентрацию C и начнется процесс эвтектической кристаллизации. В результате первичной кристаллизации структура сплава будет состоять из кристаллов первичного цементита и ледебурита.

Из рассмотренных первичных процессов кристаллизации можно сделать следующий важный вывод.

У всех сплавов, содержащих менее 2,14% C, в результате первичной кристаллизации получается структура аустенита; у всех сплавов, содержащих более 2,14% C, структура состоит из ледебурита с избыточным аустенитом или цементитом.

Это различие в структуре при высокой температуре и создает существенное различие в технологических и механических свойствах сплавов. Наличие эвтектики делает сплав нековким. Вместе с тем высокоуглеродистый сплав имеет низкую температуру плавления и его применяют как литейный материал.

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 2,14 % C, называют сталями, а более 2,14 % C — чугунами .

Рассмотрим превращение в твердом состоянии весьма малоуглеродистых сплавов.

Левая нижняя часть диаграммы железо — углерод в сильно увеличенном масштабе приведена на рис.4.

Сплав концентрації K1 містить вуглецю менше 0,01%, при температурі близько 1000 ° C має структуру аустеніту. При нормальній температурі залізо існує у формі α , отже, при охолодженні відбувається γ - α -перетворення або

перетворення аустеніту на ферит. Для чистого, абсолютно безвуглецевого сплаву це перетворення відбулося б при постійній температурі в точці G (911 ° C). Для сплаву концентрації K1 перетворення відбувається в інтервалі температур від точки 1 до точки 2. На кривій охолодження це перетворення зобразиться зломом кривої. В інтервалі між точками 1-2 сплав є двофазним, що складається з відрізняються один від одного по концентрації α -і γ -фаз.

Нижче точки 2 сплав складається з однорідного -твердого розчину фериту, і ніяких змін при подальшому охолодженні з ним не відбувається.

Перетворення сплаву, що містить вуглецю більше 0,01%, але менше 0,02% (сплав K2), показано другий кривій охолодження. Цей сплав відрізняється тим,

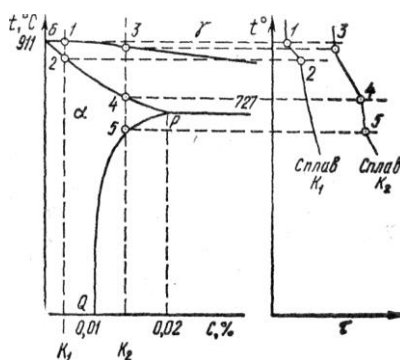


Рис . 4– Частина діаграми стану Fe - C. Вторинна кристалізація низьковуглецевих сплавів

що після $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення (інтервал 3-4) при подальшому охолодженні вертикаль сплаву перетинає лінію PQ у точці 5.

Вище точки 5 метал не насичений вуглецем. Нижче точки 5 сплав не може зберігати дану концентрацію вуглецю в розчині, відбувається виділення надлишкового вуглецю у вигляді високовуглецевої фази - цементиту. Цей процес триває безперервно при охолодженні і викликає збіднення α -твердого розчину вуглецем до 0,01%. Цементит, що виділяється з фериту, називається третинним цементитом (на відміну від первинного цементиту, що виділяється з рідини і вторинного цементиту, що виділяється з аустеніту).

Розглянемо перетворення аустеніту в сплавах, багатших вуглецем, насамперед процес перетворення аустеніту в сплавах з концентрацією, що відповідає евтектоїдній (рис. 5 сплав з 0,8% С.).

При охолодженні аустеніту до точки 1 (S) жодних перетворень у ньому немає.

Точка S (727 ° С) показує мінімальну температуру рівновагового існування аустеніту. При цій температурі починається евтектоїдний розпад аустеніту, утворення фериту та цементиту.

Якщо знехтувати вмістом вуглецю у ферриті в момент перетворення (0,02 % С), реакцію можна написати наступним чином.:

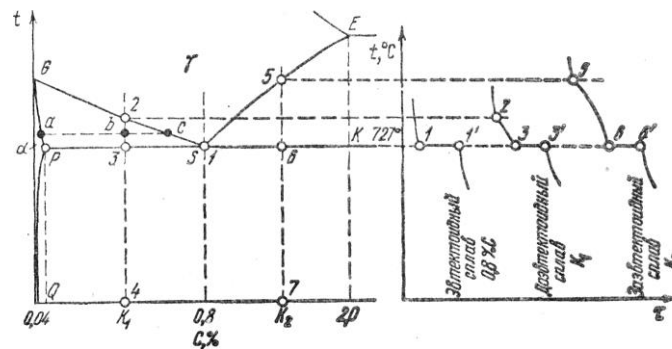


Рис. 5 - Частина діаграми стану Fe - С. Вторинна кристалізація сталей

$Fe\gamma (C) \rightarrow Fe\alpha + Fe_3C$ або $A \rightarrow \Phi + ЦВ$ результате превращения получается перлит.

Сплав K2, що містить, наприклад, 0,5 % С, має надлишок заліза в порівнянні з евтектоїдною концентрацією. Тому перетворення аустеніту починається з виділення фериту. Точка 2, лежача лінії GS, відповідає початку цього процесу.

При дальнейшем охладжении выделение феррита, почти не содержащего углерода, вызывает обогащение углеродом остающегося аустенита. Концентрация аустенита меняется по кривой GS.

В точке b имеем феррит + аустенит: феррит концентрации точки a, аустенит концентрации точки c. Количество этих фаз определится отношением отрезков:

$$\text{Количество феррита/Количество аустенита} = bc/ab$$

При достижении сплавом точки 3 состав аустенита примет эвтектоидную концентрацию и при постоянной температуре будет происходить превращение аустенита в перлит (горизонтальный участок 3—3' на кривой охлаждения). После окончания превращения структура стали будет состоять из феррита и перлита. Количество феррита и перлита зависит от содержания углерода в стали. При содержании углерода менее 0,02 % структура состоит из одного феррита, при содержании углерода 0,8 % — из одного перлита, при промежуточном содержании углерода — из феррита и перлита» Чем больше углерода, тем больше в структуре стали перлита.

Сплав, содержащий углерода больше 0,8 %, показан вертикальной линией K2 (рис. 5). Превращение аустенита начинается в точке 5, когда из аустенита выделяется цементит.

При выделении цементита аустенит обедняется углеродом в соответствии с линией ES, показывающей предельное насыщение аустенита углеродом,

В точке 6 начинается образование перлита, которое происходит при постоянной температуре (горизонтальный участок 6—6' на кривой охлаждения). В результате получается структура, состоящая из цементита, выделяющегося по границам зерен в виде сетки, и перлита .

Различают три группы сталей: эвтектоидные , содержащие около 0,8 % C, структура которых состоит только из перлита; доэвтектоидные, содержащие меньше 0,8 % C, структура которых состоит из феррита и перлита, и заэвтектоидные , содержащие от 0,8 % до 2 % C, структура которых состоит из перлита и цементита.

Рассмотрим превращения, совершающиеся в высокоуглеродистых сплавах — чугунах (рис. 6). После окончания первичной кристаллизации структура таких сплавов состоит из ледебуритной эвтектики и из первичных образований аустенита или цементита.

I первинний аустеніт, i аустеніт, що входить в евтектику, на момент

закінчення кристалізації містять максимальну кількість вуглецю в розчині (2,14%). При нижчій температурі така кількість вуглецю не може утримуватися в розчині, і при охолодженні до 1147 °С вуглець виділяється з аустеніту у вигляді вторинного цементиту. Концентрація вуглецю в аустеніті змінюється відповідно до положення лінії ES. Нарешті, на лінії PSK аустеніт, незалежно від того, в якій структурній формі він існує (тобто є надмірним аустенітом або аустенітом евтектики), зазнає перлітне перетворення.

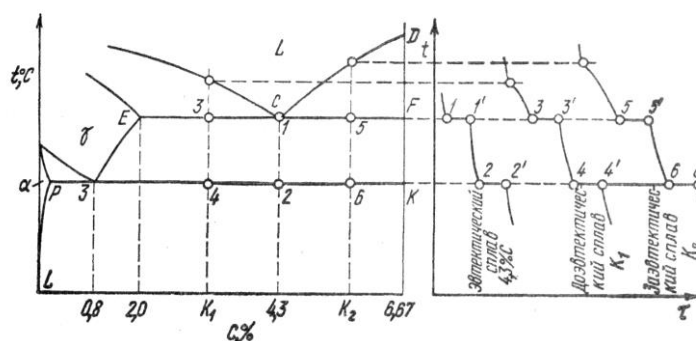


Рис.6 - Діаграма стану Fe-C. Вторинні перетворення у високовуглецевих сплавах (чавунах)

Розглянемо конкретні сплави, криві охолодження, які зображені на правій діаграмі рис. 6.

Після закінчення кристалізації сплав з 4,3 % має чисто евтектичну структуру. При охолодженні цього сплаву з 1147 до 727 °С (від точки 1 до точки 2) з аустеніту, що входить до складу евтектики, виділяється цементит, який зазвичай не виявляється структурно, так як поєднується з цементитом евтектичного походження.

В точці 2, т. е. при 727 °С, аустенит евтектики має концентрацію, рівну 0,8 %, і при цій температурі відбувається перлітне превращення.

Следовательно, ниже 727 °С ледебурит представляет собой смесь цементита и перлита.

В заэвтектических чугунах происходят превращения, рассмотренные выше, так как первичный цементит не имеет превращений.

Вуглецеві сталі.

Вуглецеві сталі промислового виробництва – це багатоконпонентні сплави, які крім заліза та вуглецю мають домішки марганцю, кремнію, фосфору, сірки та деякі інші. Кожен із перелічених елементів впливає відповідним чином структуру і властивості сталей. З них найбільший вплив має вуглець (рис. 7)

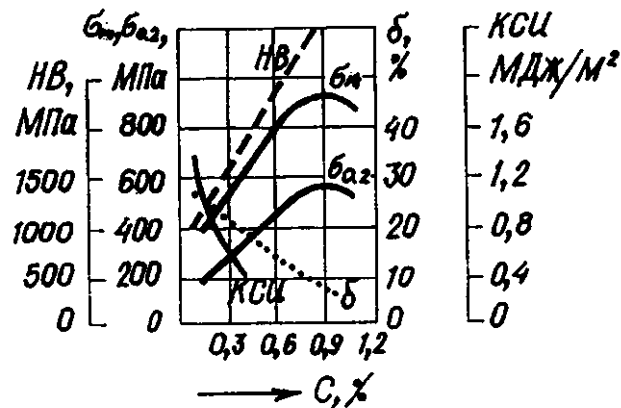


Рис. 7 – Вплив вуглецю на властивості сталі

Збільшення вмісту вуглецю в сталі призводить до підвищення міцності та зниження пластичності. Істотно вплив вуглецю на в'язкі властивості. Як видно з малюнка 7, збільшення вмісту вуглецю підвищує поріг холодноклamкості і зменшує ударну в'язкість у в'язкій області (тобто при температурах вище порога холодноклamкості).

Влияние постоянных примесей на свойства стали.

Постоянными примесями сталей считают марганец, кремний, фосфор, серу, а также газы (водород, азот, кислород), в том или ином количестве постоянно присутствующие в технических сортах стали.

Обычно содержание этих элементов ограничивается следующими верхними пределами, %: 0,8 Mn; 0,5 Si; 0,05 P; 0,05 S.

При большем содержании их сталь следует отнести к сорту легированных, когда эти элементы введены специально.

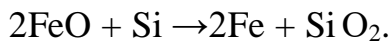
Рассмотрим влияние примесей отдельно.

Марганец. Этот элемент вводят в любую сталь для раскисления.

$\text{FeO} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnO} + \text{Fe}$, т. е. для устранения вредных примесей закиси железа. Марганец устраняет также вредные сернистые соединения железа, растворяется в феррите и цементите.

Марганец заметно влияет на свойства стали, повышая прочность в горячекатаных изделиях, изменяя и некоторые другие свойства. Но так как во всех сталях содержание марганца примерно одинаково, то его влияние на сталь разного состава остается неощутимым.

Кремний. Влияние начальных присадок кремния аналогично влиянию марганца. Кремний раскисляет сталь по реакции:



Кремний структурно не обнаруживается, так как полностью растворим в феррите, кроме той части кремния, которая в виде окиси кремния не успела всплыть в шлак и осталась в металле в виде силикатных включений.

Фосфор. Растворяясь в α -железе, фосфор вызывает *хладноломкость* стали. Таким образом, фосфор является вредным элементом. Следует отметить, что в отдельных случаях фосфор желательный элемент, так как он, создавая хрупкость, облегчает обрабатываемость стали режущим элементом, а в присутствии меди повышает сопротивление коррозии.

Сера. Сера нерастворима в железе и любое ее количество образует с железом сернистое соединение — *сульфид железа* FeS , который входит в состав эвтектики, образующейся при 988°C

Наличие легкоплавкой и хрупкой эвтектики, расположенной, как правило, по границам зерен, делает сталь хрупкой при 800°C и выше, т. е. в районе температур красного каления. Явление это носит название *красноломкости*.

Зазвичай сірчиста евтектика $\text{Fe} + \text{FeS}$, що присутня в невеликій кількості, коалесцирует, тобто ферит евтектики поєднується з феритом основної маси металу, а з'єднання FeS розташовується навколо зерен. Така форма включень сірки є особливо шкідливою, тому що при гарячій обробці

тиском виходять надриви та тріщини.

Гази.

Водень, азот, кисень можуть бути присутніми в наступних формах: перебувати в різних несплошностях (газоподібному стані), перебувати в α -твердому розчині; утворювати різні сполуки, звані неметалеві включення(нітриди, оксиди). Якщо водню в металі багато, це може призвести до надзвичайно небезпечних внутрішніх надривів у металі (флокенам).

Утворені азотом і киснем тендітні неметалеві включення погіршують властивості металу.

Тема 3. Зварюваність низьколегованих сталей

Легованими називають сталі, в яких містяться спеціально введені (легуючі) елементи, що змінюють їх властивості. До таких елементів відносяться: Сг, Ні, Мо, V, Ті та ін. Марганець у кількості понад 1% і кремній понад 0,5% також є легуючими.

Легуючі елементи в марках стали позначають літерами: В – вольфрам, Г – марганець, К – кобальт, М – молібден, Н – нікель, С – кремній, Т – титан, Ф – ванадій, Х – хром, Ю – алюміній.

Число на початку марки конструкційної сталі вказує на вміст вуглецю в сотих частках відсотка, цифри після літер — середній вміст позначеного цими літерами елемента у відсотках. Наприклад, марка 18Х2Н4В позначає сталь із середнім вмістом 0,18 % С, 2 % Сг, 4 % Ні та близько 1 % V.

При маркуванні інструментальних та деяких спеціальних сталей іноді відходять від цього правила. Наприклад, марка Х12М означає сталь із вмістом близько 1,5 % С, 12 % Сг і 0,5 % Мо.

Деякі леговані сталі виділені в окремі групи: Ш - шарикопідшипникові; Р - швидкорізальні; Е - магнітні та ін. Сталі, що у стадії дослідження, позначають літерами ЕІ і умовним номером (ЕІ943), пробні — літерами ЕП і умовним номером (ЕП54).

Легированные стали подразделяют на конструкционные, инструментальные и со специальными физическими свойствами.

К конструкционным легированным сталям относятся стали, оимеяемые для изготовления цементуемых и улучшаемых тер- пубработкой деталей машин, рессор и пружин, шарико- и роли- оподшииников, жаропрочные, износо- и коррозионно-стойкне шли. Эти стали легируют разнообразными элементами —Mn, Si, Cг, Mo, K, Al и др.

К инструментальным относятся стали для режущего, штампового, измерительного инструмента. Эти стали должны обладать ысокой твердостью и износостойкостью, поэтому их легируют основном карбидообразующими элементами—Cг, W, V, Mo

К сталям и сплавам со специальными физическими свойствами относятся магнитные материалы с высоким электросопротивлением, заданным коэффициентом линейного расширения, с особыми упругими свойствами. Большинство из них отличаются высоким содержанием никеля, хрома, кобальта и других элементов.

До низьколегованих відносять такі сталі, які леговані одним або декількома елементами, при вмісті кожного з них не більше 2% і сумарному вмісті легуючих елементів не більше 5%.

Ці сталі поділяються на три групи: низьковуглецеві конструкційні; жароміцні; середньовуглецеві конструкційні.

В низкоуглеродистых конструкционных сталях содержание углерода не превышает 0,23%. Эти стали применяются в машиностроении и строительстве после термообработки (НЛ1, НЛ2, 10Г2СД, 14ХГС, 10ХСНД, 15ХС.НД, 12ХГН, 14Г, 15ГС, 18Г2С, 09Г2ДТ и др.). Легирующие элементы — марганец, кремний, никель, хром, медь, титан — растворяются в феррите, упрочняют его и измельчают перлит. Благодаря этому повышаются

прочностные характеристики таких сталей, и предел прочности доходит до 55 кг/мм^2 и более.

Стали этой группы по своей свариваемости мало отличаются от низкоуглеродистых. Однако они более склонны к росту зерна в околошовной зоне, а при высоких скоростях охлаждения в них могут появиться неравновесные структуры закалочного характера.

Равнопрочность наплавленного металла основному при сварке сталей рассматриваемой группы часто достигается за счет небольшого легирования шва элементами, переходящими из основного металла. Возможно также использование легированного присадочного металла. В связи с этим наблюдается некоторое снижение стойкости наплавленного металла к образованию кристаллизационных трещин, по сравнению с простыми низкоуглеродистыми сталями. Поэтому при сварке этих сталей часто стремятся снизить содержание углерода и легирующих элементов в металле шва, применяя менее легированные сварочные материалы. С этой же целью добиваются уменьшения площади проплавления основного металла.

Жаропрочные низколегированные стали (15М, 15ХМА, 20ХМА, 20ХМФЛ и др.) обладают повышенной технической прочностью при высоких температурах и длительных постоянных нагрузках. Их жаропрочность оценивается особым критерием — величиной предела ползучести 1, а также длительной прочностью 2. Ползучесть есть способность нагретого до определенной температуры металла постепенно пластически деформироваться под воздействием длительных постоянных нагрузок. Отсюда предел ползучести — напряжение, при котором через определенный промежуток времени при данной температуре деформация ползучести получит заранее заданную величину. Длительной прочностью называется минимальное напряжение, вызывающее разрушение металла при заданной температуре за определенный отрезок времени (1000 ч, 10 000 ч и т. д.).

Применяются они для изготовления конструкций, работающих в условиях высоких температур (350—450° С) и значительных напряжений, а также в средах, способствующих химическому и механическому разрушению металла (паровые котлы, нефтеаппаратура и пр.).

Обычно в такие стали для повышения их жаропрочности вносят специальные легирующие элементы (молибден, ванадий, вольфрам), которые повышают температуру разупрочнения металла при нагреве. Для одновременного повышения жаростойкости стали в ее состав вводят хром, создающий защитную пленку окислов на поверхности металла (жаростойкость — устойчивость против окисления при высоких температурах).

Жаропрочные низколегированные стали применяются, как правило, после термической обработки (нормализация с отпуском, закалка с отпуском и др.). Стали этой группы обладают удовлетворительной свариваемостью. При их сварке необходимо, прежде всего, получить наплавленный металл, близкий по составу к основному, чтобы предупредить развитие диффузионных процессов в условиях высоких температур. Тем самым достигается и необходимая равнопрочность металла шва с основным металлом.

Жаропрочные низколегированные стали характеризуются повышенной чувствительностью к закалке. Поэтому в околошовной зоне возможно появление метагтабильной хрупкой структуры мартенсита и холодных трещин. Чтобы создать в свариваемом металле условия, при которых околошовная зона охлаждалась бы со скоростью, не превышающей допустимую скорость охлаждения, применяют предварительный подогрев изделия, температура которого вместе с режимом сварки может быть определена соответствующим расчетом. Обычно температура подогрева хромомолибденовых жаропрочных сталей лежит в пределах от 200 до 300°С.

После сварки все изделия из жаропрочных низколегированных сталей подвергаются термической обработке (чаще — нормализация с отпуском, иногда — высокий отпуск) в целях выравнивания структуры и снятия сварочных напряжений.

Среднеуглеродистые низколегированные конструкционные стали (20ХГСА, 25ХГСА, 30 ХГСА, 35ХМ и др.), наиболее широко применяемые в машиностроении, используются преимущественно в термически обработанном виде; такие стали обладают высокими механическими свойствами, особенно прочностными характеристиками ($\sigma_B = 80—110$ кг/мм²). Свариваемость сталей этого типа значительно хуже, чем сталей ранее рассмотренных групп, что связано с повышенной склонностью металла шва и околошовной зоны к образованию трещин.

Свариваемость среднеуглеродистых низколегированных сталей имеет много общих характерных черт со свариваемостью среднелегированных сталей перлитного класса.

Технология сварки низколегированных низкоуглеродистых сталей покрытыми электродами мало отличается от технологии сварки низкоуглеродистых сталей. Характер подготовки кромок, режимы сварки, порядок наложения швов практически одинаковы. Прихватки при сборке необходимо выполнять теми же электродами, что и при сварке основного шва, и накладывать только в местах, где располагается шов.

Низколегированные стали сваривают в основном электродами с фтористо-кальциевым покрытием типа Э42А и Э50А, обеспечивающими более высокую стойкость против образования кристаллизационных трещин и повышенные пластические свойства по сравнению с электродами других типов. Для сварки сталей с пониженным содержанием углерода (например 09Г2) в ряде случаев используют электроды с рутиловым покрытием, например АНО-1 (тип Э42Т). Наиболее широко применяют электроды УОНИ-13/45, СМ-11, АНО-8 (тип Э42А) и УОНИ-13/55, ДСК-50, АНО-7

(тип Э50А), обеспечивающие прочность и пластичность металла шва на уровне свойств основного металла.

Высокая прочность металла шва при сварке электродами типа Э42А достигается за счет перехода легирующих элементов в шов из основного металла и повышенной скорости охлаждения шва. Для сварки кольцевых швов трубопроводов, работающих при температурах до -70°C , например из стали 10Г2, находят применение электроды ВСН-3 (тип Э50АФ) с фтористо-кальциевым покрытием.

Швы, сваренные покрытыми электродами, в ряде случаев имеют пониженную стойкость против коррозии в морской воде, что значительно снижает эксплуатационные свойства сварных сосудов, морских эстакад и других сооружений. Это обусловлено малым содержанием в поверхностных слоях металла шва легирующих элементов (хрома, никеля, меди) вследствие низкой доли участия основного металла в металле этих слоев. Для повышения коррозионной стойкости металл шва следует легировать хромом.

Технология сварки под флюсом. В большинстве случаев применяют те же сварочные материалы, что и при сварке низкоуглеродистых сталей: плавленые флюсы АН-348-А, ОСЦ-45 (однодуговая сварка), АН-60 (многодуговая сварка с повышенной скоростью), а также сварочные проволоки Св-08ГА и Св-10Г2. Для сварки микролегированных сталей, например 15Г2АФ, в ряде случаев применяют низкокремнистый флюс АН-22 в сочетании с проволоками Св-08ХМ и Св-ЮНМА. Однако при этом швы менее стойки против кристаллизационных трещин, вследствие чего сварку рекомендуется выполнять с предварительным подогревом.

Технология сварки низколегированной стали под флюсом мало отличается от технологии сварки низкоуглеродистой стали .

Для обеспечения пластических свойств металла углового шва и околошовной зоны на уровне свойств основного металла сечение шва следует выбирать в зависимости от толщины свариваемого металла. Иногда

сварку выполняют двумя дугами в отдельные ванны. Многослойные швы на толстом металле также рекомендуется выполнять двумя дугами, а при сварке одной дугой перед наложением первого слоя производить подогрев основного металла до температуры 150—200° С. Опытным путем установлена зависимость между толщиной основного металла и сечением шва или слоя:

Толщина более толстого листа, мм	10—19	20—29	30—50
Сечение части металла шва или слоя, образованного за счет электродного			
металла, мм ²	50	70	90

Металл швов, сваренных под флюсом, благодаря значительной доле участия основного металла и достаточному содержанию легирующих элементов обладает более высокой стойкостью против коррозии в морской воде, чем металл швов, сваренных покрытыми электродами обычного состава.

Технология сварки в защитных газах. Это в основном полуавтоматическая сварка в углекислом газе. Технология сварки низколегированных сталей в углекислом газе практически ничем не отличается от технологии сварки низкоуглеродистой стали. На практике применяют те же сварочные материалы, что и для сварки низкоуглеродистой стали. Так, стали 15ХСНД, 14ХГС и 10ХСНД сваривают сварочной проволокой Св-08Г2С. При однослойной сварке и сварке не более чем в два-три слоя можно применять проволоку Св-12ГС.

Полуавтоматическую сварку в углекислом газе выполняют также порошковыми проволоками ПП-АН4 и ПП-АН8. Проволоку ПП-АН8 можно использовать и при автоматической сварке. Швы, сваренные проволокой ПП-АН8, например на стали 09Г2, равнопрочны основному металлу и имеют повышенные пластические характеристики.

Для повышения коррозионной стойкости сварных соединений в морской воде применяют сварочную проволоку Св-08ХГ2С, обеспечивающую дополнительное легирование металла шва хромом.

Технология электрошлаковой сварки. Наиболее применима электрошлаковая сварка при изготовлении крупногабаритных изделий из низколегированных сталей 09Г2С, 16ГС, 15ХСНД и 14Г2 толщиной 30—100 мм, а в ряде случаев толщиной до 160 мм. Сварку ведут с применением флюса АН-8 проволоками Св-08ГС, Св-10Г2, реже Св-12ГС. Металл шва, выполненный проволоками Св-08А и Св-08ГА, менее прочен, чем основной металл.

Применение усовершенствованных режимов позволяет часто отказаться от высокотемпературной термообработки (нормализации) сварных конструкций, выполненных электрошлаковой сваркой. Так, например, сталь 16ГС толщиной 50 мм сваривается при ускоренной подаче сварочной проволоки с увеличенной скоростью поперечных перемещений электрода и большим временем выдержки у ползунов. Примерный режим сварки следующий:

Сила постоянного тока, А	900
Напряжение, В	42
Число электродов	1
Скорость подачи электродной проволоки, м/ч	576
Скорость перемещения электрода, м/ч	75
Продолжительность выдержки у ползунов, с	6
Глубина шлаковой ванны, мм	50

Принятый режим перемещения электрода способствует выравниванию глубины сварочной ванны по толщине металла. В связи с этим скорость подачи сварочной проволоки может быть значительно повышена без опасности образования в швах кристаллизационных трещин. В свою очередь, увеличение подачи проволоки и, следовательно, скорости сварки уменьшает перегрев околошовной зоны. Свойства сварных соединений стали 16ГС, выполненных проволокой Св-10Г2 под флюсом АН-8 на указанном режиме и после отпуска при температуре 650°С, практически такие же, как и при дуговой сварке металла равной толщины.

Технология сварки низколегированных теплоустойчивых сталей. Детали эксплуатируемых в энергостроении машин обычно характеризуются сложностью формы, разнообразием конструктивных решений и индивидуальным характером производства. Поэтому наиболее широкое применение находит ручная сварка покрытыми электродами и полуавтоматическая сварка в защитных газах и реже автоматическая сварка под флюсом.

Работа конструкций при высоких температурах способствует протеканию диффузионных процессов. Для того чтобы снизить интенсивность этих процессов в сварном соединении, стремятся максимально приблизить состав металла шва к составу основного металла. Для сварки хромомолибденовых сталей (12ХМ, 15ХМ, 20ХМЛ) применяют электроды типа ЭМХ по ГОСТ 9467—60. Наибольшее распространение получили электроды с руднокислым покрытием ЦП-14 и электроды ГЛ-14 с фтористо-кальциевым покрытием. Электроды последней марки изготавливают из проволоки Св-08ХМ.

Хромомолибденовые стали с малым содержанием углерода (сталь 12ХМ) рекомендуется сваривать с предварительным подогревом до 200° С. При более высоком содержании в стали углерода температуру предварительного подогрева повышают до 250— 300° С.

Хромомолибденованадиевые стали (20ХМФЛ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф) сваривают электродами ЦЛ-20-63 (тип ЭХМФ) со стержнем из проволоки Св-08ХМФА. В этом случае необходим предварительный и сопутствующий подогрев до 300—350° С. После сварки сварные соединения подвергают высокому отпуску при температуре 700—740° С в течение 2—3 ч.

При сварке в углекислом газе стали 15ХМ и 20ХМ применяют сварочную проволоку Св-10ХГ2СМА. При использовании этой проволоки прочностные и пластические свойства сварных соединений в интервале температур 20—525°С практически не отличаются от свойств основного металла.

Автоматическую и полуавтоматическую сварку этих сталей в углекислом газе проводят с предварительным подогревом до температуры 250—300° С. Режимы сварки практически не отличаются от режимов сварки низкоуглеродистой стали. После сварки проводят высокий отпуск конструкции.

Теплоустойчивую сталь 20ХМФЛ сваривают в углекислом газе проволокой Св-08ХГСМФА с предварительным и сопутствующим подогревом до температуры 300—350°С, что обеспечивает повышение стойкости шва против трещин и снижение твердости металла шва и околошовной зоны. После окончания сварки конструкцию подвергают термообработке. Сварное соединение стали 20ХМФЛ, выполненное в углекислом газе проволокой Св-08ХГСМФА, по всем показателям равноценно основному металлу.

Автоматическую и полуавтоматическую сварку в углекислом газе сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф осуществляют проволокой Св-08ХГСМФА с предварительным и сопутствующим подогревом до температуры 250—300° С. После сварки производят высокий отпуск при температуре 700—740° С.

При зварюванні під флюсом теплостійких сталей, наприклад 12Х1МФ та 15Х1М1Ф, рекомендується застосовувати дріт Св-08ХМФА та флюс АН-22. Зварювання здійснюють з попереднім підігрівом. Можна використовувати також флюс АН-17М у поєднанні з кремнемарганцовистим

дротом Св-08ХГСМФА. При зазначеному поєднанні зварювальних матеріалів забезпечується отримання металу шва, короткочасні і тривалі механічні властивості якого (у стані після високої відпустки) при температурі 20-585 ° С повністю задовольняють встановленим вимогам.

Тема4. Зварюваність середньолегованих сталей

Середньолеговані сталі леговані одним або декількома елементами: зміст кожного з них становить від 2 до 5% і сумарний вміст - від 5 до 10%.

Для виготовлення зварних конструкцій застосовуються середньолеговані конструкційні сталі (30ХГСНА, 45Х та ін.), в яких вміст вуглецю не перевищує 0,5% по верхній межі, а також жароміцні сталі (12Х5МА, 25ХЗНМ та ін.), до складу яких входить до 0,25% вуглецю і обов'язково додавання хрому - до 5%. Середньолеговані сталі належать переважно до перлітного класу, проте та їх частина, у якій вміст легуючих елементів вище 5—6%, може бути віднесена до мартенситного.

Як правило, у середньолегованих сталях застосовується комплексне легування, яке полегшує можливість досягнення високих механічних властивостей. У цьому випадку легуючі елементи зміцнюють ферит і підвищують прожарювання сталі, що дозволяє шляхом відповідної термічної обробки отримати необхідні властивості. Такі сталі часто піддаються поліпшенню - загартування з наступною високою відпусткою або загартування в поєднанні з низькою відпусткою. Тоді межа міцності сталі значно підвищується (60-200 кг/мм²). Одночасно залишаються досить високими пластичні властивості і спостерігається підвищена стійкість металу проти переходу в крихкий стан.

Високі механічні властивості середньолегованих сталей дають можливість використовувати їх для виготовлення конструкцій, що працюють

при ударных або знакозмінних навантаженнях, при низьких або підвищених температурах і тисках, в агресивних середовищах та ін.

К сварным соединениям из среднелегированных сталей предъявляются требования необходимой прочности в условиях эксплуатации и специальные требования — например, коррозионной стойкости. Выполнение этих требований представляет известные трудности, связанные с понижением свариваемости металла при повышении легирования.

Следует отметить три основные причины, ухудшающие свариваемость среднелегированных сталей:

1) возможность возникновения холодных трещин в околошовной зоне, реже — в наплавленном металле *из-за повышенного содержания углерода, легирующих элементов и под воздействием водорода;*

2) *пониженная стойкость металла шва к образованию кристаллизационных трещин, обусловленная повышенным содержанием углерода и легирующих элементов и воздействием серы;*

3) трудность получения наплавленного металла околошовной зоны и сварного соединения в целом с механическими свойствами, равноценными или близкими к свойствам основного металла.

Холодные продольные трещины являются наиболее распространенным дефектом околошовной зоны при сварке среднелегированных сталей перлитного и мартенситного класса. При объяснении причин появления холодных трещин в среднелегированных сталях учитывают не только закалку и перегрев околошовной зоны, но и влияние водорода.

Диффузия атомарного водорода в околошовную зону связана с перепадом концентрации водорода в шве и околошовной зоне, с одновременностью фазовых превращений, протекающих в шве и основном металле, и различной степенью растворимости, а также проницаемости водорода с изменением модификации железа.

Поскольку в наплавленном металле превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ наступает раньше чем в околошовной зоне, водород легко диффундирует в околошовную зону, где к этому моменту времени образуется структура аустенита. В аустените растворимость водорода повышена, а *проницаемость снижена*, поэтому в околошовной зоне содержание водорода растет и возникает опасность появления трещин. Действительно, при сварке среднелегированных сталей с наплавленным металлом, по структуре близким к основному металлу, присутствие водорода приводит к появлению холодных трещин — отколов в околошовной зоне.

Интересно, что если наплавленный металл имеет устойчивую аустенитную структуру, трещин в околошовной зоне не возникает, несмотря на то, что в зоне сплавления резко возрастает концентрация водорода, так как аустенитный шов является своеобразным запорным слоем для перемещения водорода и его десорбции в окружающее пространство. Вероятно, высокая деформационная способность аустенитного шва ослабляет напряженное состояние металла и тем самым снижает отрицательное действие водорода. Однако отмеченное ни в коей мере не противоречит общему выводу о необходимости предупредить попадание водорода в зону сварки. С этой целью следует прежде всего произвести тщательный отбор сварочных материалов для сварки среднелегированных сталей, добиться более полного удаления влаги из покрытий, флюсов, зачищать свариваемые кромки от ржавчины, масел и пр.

При сварке среднелегированных сталей, содержащих повышенное количество углерода и различные легирующие элементы, возможно образование межкристаллитных прослоек, способных привести к появлению кристаллизационных трещин. Поэтому нужен хорошо продуманный подход к выбору сварочных материалов и технологии сварки, обеспечивающих получение металла шва необходимого качества. Особенно высокие требования предъявляются к составу основного и присадочного металла, в частности, к содержанию серы.

В зависимости от того, применяется ли термическая обработка после сварки, используются различные технологические процессы.

Сварные соединения, не подвергающиеся термической обработке после сварки

Возможны два варианта получения сварных соединений без последующей обработки.

1. Получение металла шва с пределом прочности до $70—75 \text{ кг/мм}^2$ при сохранении пластичности и вязкости, близких к тем же свойствам основного металла. Этому отвечает образование в шве перлитных структур тонкого строения с минимальным выделением избыточного феррита.

2. Получение металла шва с аустенитной структурой и с пределом прочности до 55 кг/мм^2 .

При соответствующем регулировании термического цикла сварки в обоих случаях может быть получена и околошовная зона с необходимыми свойствами. Высокие механические свойства металла шва и околошовной зоны первого типа достигаются путем измельчения первичной и вторичной структур металла шва и околошовной зоны. При этом возможно измельчение первичной структуры металла за счет следующих процессов:

модифицирования металла элементами-модификаторами (Ti, Al и др.);

увеличения скорости кристаллизации металла ванны путем создания меньшего объема ванны, применение многослойной сварки.

Благоприятную вторичную структуру металла при данном химическом составе можно получить при условии распада переохлажденного аустенита в верхнем субкритическом интервале температур. Это достигается соответствующим регулированием термического цикла сварки.

Однако следует иметь в виду, что при сварке среднелегированных сталей с пределом прочности более 75 кг/мм^2 пока еще не удается получить сварное соединение, равнопрочное основному металлу; так, если повысить прочностные характеристики до требуемых значений, то пластичность и ударная вязкость металла шва будут ниже, чем у основного металла.

При изготовлении особо ответственных конструкций, для которых последующая термическая обработка недопустима, выполняют сварные соединения по второму варианту, т. е. обеспечивают получение металла шва с аустенитной структурой. В этом случае металл шва, отличаясь по химическому составу от основного металла, обладает очень высокой пластичностью и вязкостью, несмотря на наличие грубой литой структуры, и сохраняет высокую деформационную способность как при низкой температуре, так и при ударном приложении нагрузки.

Наряду с большой деформационной способностью швов с аустенитной структурой, наблюдается повышенная стойкость околошовной зоны к образованию холодных трещин, особенно типа отколов.

Сварные соединения, подвергающиеся термической обработке после сварки.

Если в сварном соединении наплавленный металл близок по химическому составу к основному, то соединение целесообразно подвергнуть полной термической обработке — закалке с высоким отпуском. Таким путем достигается равноценность сварного соединения основному металлу по всему комплексу физико-химических свойств.

Однако получить наплавленный металл, имеющий тот же химический состав, что и основной, очень трудно. Это объясняется низкой стойкостью швов с повышенным содержанием углерода и легирующих элементов к образованию кристаллизационных трещин. В подобных случаях требуется особый термический режим сварки, включающий предварительный подогрев изделия.

Поэтому часто идут по пути некоторого снижения содержания в шве углерода и кремния и замены их другими легирующими элементами, повышающими стойкость шва к трещинообразованию (Ti, Mo, V и др.). При этом одновременно используют и технологические меры, применяя режимы, обеспечивающие получение высокого коэффициента формы провара. В случае необходимости прибегают также к предварительному нагреву.

Зависимость между химическим составом наплавленного металла и стойкостью сварного соединения из стали 35ХЗНЗМ к образованию холодных трещин известна. Вероятно, химический состав наплавленного металла оказывает влияние на ход превращений аустенита не только в шве, но и в околошовной зоне, так как одновременно изменяется распределение напряжений на границе шов — основной металл. В том случае, когда наплавленный металл несколько отличен по своему химическому составу от основного, используют режим термической обработки, установленный для свариваемой стали, но с корректировкой параметров применительно к сварным соединениям. Если, например, наплавленный металл содержит меньше углерода и легирующих элементов, чем основной, назначается нагрев под закалку до более высоких температур, благоприятно влияющих на изменение структуры околошовной зоны и др.

Правильность выбора режима термической обработки сварных соединений на среднелегированных сталях контролируется обычно механическими свойствами и микроструктурой металла; иногда проверяются и специальные свойства.

Во всех случаях термическую обработку сварных соединений, выполненных из среднелегированных сталей, следует производить своевременно, т. е. в период от окончания сварки до возможного появления холодных трещин. Этот период в зависимости от состава стали, типа соединения и других факторов может длиться от десятков часов до нескольких минут.

В тех случаях, когда требуется немедленная термическая обработка сварного соединения и произвести ее почему-либо невозможно, прибегают к местному индукционному, или пламенному, нагреву сварных соединений сразу же после сварки, а иногда к наложению так называемого отжигающего слоя.

Сварные соединения, подвергающиеся после сварки только высокому отпуску.

Высокий отпуск сварных соединений позволяет повысить механические свойства шва и околошовной зоны за счет получения более равновесных структур и полностью снять сварочные напряжения.

Естественно, что высокий отпуск не обеспечивает протекание процесса перекристаллизации в наплавленном металле и в околошовной зоне; поэтому с его помощью нельзя устранить грубую столбчатую структуру или крупнозернистость околошовной зоны. В таких случаях целесообразно прибегнуть к тем же мерам, что и при сварке среднелегированных сталей без последующей термообработки.

Достигнутое в результате высокого отпуска разупрочнение металла, сопровождающееся повышением его пластичности и ударной вязкости, позволяет применить несколько повышенное легирование наплавленного металла, благоприятно влияющее на его механические свойства. Ниже, в табл. 60, приведены механические свойства наплавленного металла и оловной зоны после сварки, высокого отпуска и полной термической обработки (сталь 25ХНЗМ, электрошлаковая сварка).

Дуговая сварка покрытыми электродами. В настоящее время большинство конструкций из среднелегированных сталей сваривают вручную. К основным особенностям этого способа следует отнести использование низководородистых электродов с фтористо-кальциевым покрытием, применение постоянного тока обратной полярности, выполнение швов большого сечения каскадным и блочным методами. Используя перечисленные технологические приемы, стремятся максимально увеличить разогрев области шва, особенно при сварке сталей большой толщины. Существенно способствует предупреждению трещин повышение температуры разогрева более 150°C. Для достижения такого разогрева используют, в частности, каскадный метод сварки при сравнительно небольшой длине его ступени (менее 200 мм).

Режимы дуговой сварки среднелегированных сталей покрытыми электродами подбирают в зависимости от типа стержня. При ферритном

стержне они не отличаются от режимов, применяемых при сварке низкоуглеродистых сталей, при аустенитном — от режимов сварки аустенитных сталей.

Сварка под флюсом. При изготовлении конструкций из среднелегированных сталей из всех механизированных процессов сварка под флюсом нашла наиболее широкое применение. С ее помощью в настоящее время изготавливают конструкции разнообразного назначения, преимущественно из металла толщиной 4—50 мм. В отдельных случаях под флюсом сваривают и более тонкий, и более толстый металл.

По сравнению с ручной сваркой, а также другими видами механизированной сварки сварка под флюсом обеспечивает более высокую производительность. Особенно значительны ее преимущества при однопроходной сварке. В этом случае можно наиболее полно использовать особенности сварки под флюсом для глубокого проплавления основного металла, применения больших токов, а также избежания затруднений с удалением шлаковой корки. Если соединения обладают достаточно высокой стойкостью против образования трещин и подвергаются последующей термообработке, однопроходную сварку под флюсом можно производить на режимах, применяемых при сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей.

При сварке сталей и соединений с пониженной стойкостью против образования трещин (повышенное содержание углерода и легирующих примесей, большая толщина листов или большая жесткость их закрепления) приходится применять дополнительные меры: использование постоянного тока обратной полярности, предварительный подогрев или разогрев области шва при наложении многослойного шва, сварку первого слоя по присадочной проволоке и при увеличенном угле разделки кромок.

Для сварки под флюсом среднелегированных сталей применяют высококремнистые марганцевые флюсы АН-348-А и ОСЦ-45, низкокремнистые флюсы АН-15, АН-15М, АН-17М, АН-42, АН-20 и др. Под

высококремнистыми марганцевыми флюсами сваривают соединения, к которым не предъявляются высокие требования по ударной вязкости металла шва. Обычно при использовании флюсов этого типа ударная вязкость металла шва на сталях типа ЗОХГСНА не превышает 3—4 кгс-м/см² даже в соединениях, подвергающихся термообработке после сварки. К преимуществам сварки под такими флюсами следует отнести повышенную стойкость швов против образования кристаллизационных трещин.

Низкокремнистые флюсы с небольшим содержанием окислов марганца позволяют получать сварные соединения со значительно более высокими показателями ударной вязкости. Так, например, в сварных соединениях стали ЗОХГСНА, выполненных с применением флюса АН-15М и проволоки Св-20Х4ГМА, ударная вязкость металла шва повышается до 6—8 кгс-м/см² при $\sigma_b = 130$ кгс/мм². Отмеченное улучшение качества обусловлено уменьшением содержания в металле шва фосфора и неметаллических включений, достигаемым за счет низкого содержания во флюсах фосфора и окислов марганца.

К недостаткам флюсов АН-15, АН-15М и АН-20 следует отнести необходимость выполнения сварки на постоянном токе обратной полярности. При сварке на переменном токе в швах могут возникнуть поры. Флюс АН-42, хотя несколько уступает упомянутым флюсам в отношении ударной вязкости металла шва, однако позволяет производить сварку на переменном токе.

Сварка в защитных газах. Сварка в защитных газах находит широкое применение при изготовлении конструкций из среднелегированных сталей. К технологическим особенностям сварки среднелегированных сталей в защитных газах следует отнести тщательную осушку газа с целью предельного снижения содержания водорода в металле шва, а также использование режимов сварки, обеспечивающих пониженные скорости остывания сварных соединений. Эти меры необходимы для повышения стойкости сварных соединений против образования трещин. В качестве

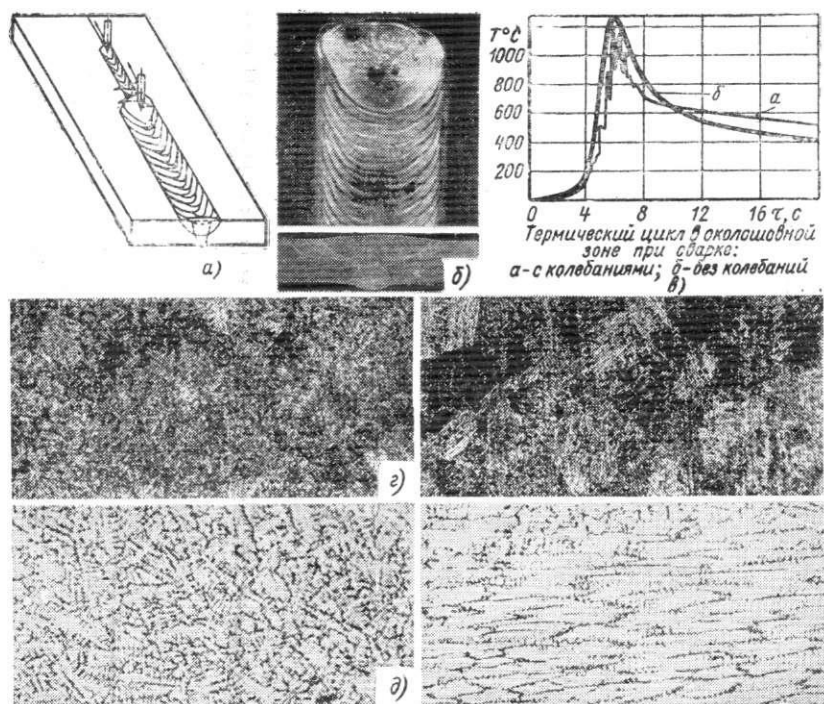
защитных газов при сварке среднелегированных сталей применяют преимущественно углекислый газ и аргон. Для сварки пригодны режимы, рекомендованные для соединений из низколегированных сталей со снижением силы тока на 15—20%. В основном используют проволоки Св-10ГСМТ, Св-10ХГСН2МТ и Св-08ХЗГ2СМ.

Сварку в аргоне производят неплавящимся и в меньшей мере плавящимся электродом, в основном для изготовления ответственных конструкций из среднелегированных высокопрочных сталей ($\sigma_b > 150 \text{ кгс/мм}^2$),

Для получения сварных соединений, полностью равноценных по конструктивной прочности основному металлу, рекомендуется применять автоматическую аргоно-дуговую сварку с поперечными перемещениями неплавящегося электрода (рис.8,*а*). Как правило, предусматривают выполнение сварного соединения в два слоя. При первом слое, выполняемом без поперечных перемещений электрода, обеспечивается полное

Рис.8.Аргоно-дугове зварювання

проплавление свариваемых кромок. При сварке второго слоя электроду придают низкочастотные поперечные колебания (3—6 колебаний в секунду). Сварку осуществляют по присадочной проволоке, которая с помощью специального устройства подается в зону дуги. При этом достигается хорошее формирование шва (рис.8,*б*).



Поперечные перемещения дуги оказывают многостороннее положительное влияние на качество сварных соединений, улучшается формирование шва и обеспечивается плавный переход от шва к основному металлу. Существенно ослабляются столбчатая ориентация структуры металла шва и перегрев в околошовной зоне. Это достигается вследствие пульсирующего изменения температуры металла околошовной зоны вблизи линии сплавления (рис.8,в). Время пребывания околошовной зоны при температурах, превышающих 1000°C , многократно уменьшается, и перегрев соответственно ослабевает (рис.8,г). Непрерывное изменение фронта кристаллизации перемещающейся сварочной ванны способствует изменению направления роста столбчатых кристаллитов, их дроблению и измельчению (рис.8,д).

Положительное влияние поперечных перемещений дуги проявляется только при определенных режимах сварки. При большом токе, высоком напряжении дуги, малой амплитуде и большой частоте поперечных перемещений электрода сварочная ванна не следует за дугой и описанные выше положительные результаты не достигаются.

Присадочная проволока применяется диаметром 0,8—1,6 мм. С ее помощью удастся хорошо сформировать усиление шва, а также регулировать химический состав металла шва и его пластические и прочностные свойства.

В швах, выполненных при оптимальном режиме перемещений электрода, наряду с повышенной пластичностью существенно повышается также и прочность, что обусловлено увеличением поступления углерода в шов из основного металла. При малой амплитуде и большой частоте поперечных перемещений электрода никакого улучшения свойств металла шва не наблюдается. При оптимальной амплитуде, но малой частоте перемещений формирование швов неудовлетворительное.

Перемещения дуги положительно влияют на качество сварных соединений не только при сварке среднелегированных сталей, но и во всех других случаях, когда с применением аргоно-дуговой сварки необходимо получить высокие показатели механических свойств и хорошее формирование шва.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан новый метод увеличения глубины проплавления основного металла при аргоно-дуговой сварке неплавящимся электродом. Метод предусматривает нанесение на свариваемые кромки тонкого слоя специального активирующего флюса-пасты (доли грамма на погонный метр). Флюс-пасту готовят смешиванием химически чистых компонентов на жидком парафине. Из замеса формируют цилиндрические стержни-карандаши, при помощи которых флюс наносят на свариваемые кромки посредством прочерчивания узкой полоски. Содержащиеся во флюсе фториды и окислы, попадая в дугу, способствуют существенному повышению концентрации сварочного нагрева вследствие уменьшения диаметра столба дуги, увеличения температуры плазмы и плотности тока в прианодной области,

Аргоно-дуговую сварку неплавящимся электродом всегда выполняют на прямой полярности, поэтому анод расположен на основном металле. В

результате существенно увеличивается глубина и уменьшается ширина проплавления основного металла. Открываются дополнительные возможности уменьшения перегрева околошовной зоны и улучшения структуры металла шва вследствие ускорения его кристаллизации и благодаря микролегированию через флюс-пасту металла шва титаном, цирконием, церием и др. Особо высокое качество сварных соединений можно получить при двухслойной или трехслойной аргоно-дуговой сварке вольфрамовым электродом с применением флюсов-паст в первом слое и поперечных перемещений электрода во втором и третьем .

Следует особо отметить принципиальное значение флюсов-паст для аргоно-дуговой сварки неплавящимся электродом рафинированных сталей. Как показали опыты, глубина проплавления рафинированных сталей значительно меньше (примерно в 1,2 раза), а ширина швов более чем в 2 раза больше по сравнению с этими показателями сталей обычной выплавки . Повышение силы сварочного тока без изменения глубины проплавления увеличивает лишь ее ширину. Кроме того, увеличивается перегрев металла в околошовной зоне.

Электрошлаковая сварка. Сварные соединения толстолистовых конструкций из среднелегированных сталей, подвергающиеся последующей термообработке, наиболее целесообразно выполнять электрошлаковой сваркой. Наряду с высокой производительностью и экономичностью сварочных работ при этом обеспечивается и высокое качество сварных соединений, главным образом благодаря высокой стойкости металла околошовной зоны и шва против образования трещин. Однако при неблагоприятных условиях при электрошлаковой сварке могут возникать кристаллизационные трещины в металле шва, а также горячие и холодные трещины типа отколов в участке перегрева околошовной зоны .

Трещины-отколы возникают преимущественно в начале шва особенно после возобновления прерванного процесса сварки, а также при большой жесткости соединяемых элементов. Эти трещины, как правило, образуются

через несколько часов по окончании сварки. Их образование можно предотвратить, если соединения сразу же после сварки подвергнуть высокому отпуску. Способствует предупреждению трещин и некоторое замедление процесса сварки, достигаемое путем уменьшения силы сварочного тока и увеличения ширины шва.

Для предупреждения образования отколов при сварке жесткозакрепленных элементов применяют предварительный подогрев начального участка или всего шва. Предварительный подогрев до температуры 150—200°C необходим для предупреждения образования отколов и горячих трещин при сварке замыкающего участка круговых швов толстостенных сосудов толщиной более 100 мм.

Характер утворення гарячих тріщин у навколошовній зоні середньолегованих сталей не відрізняється від характеру утворення таких дефектів при зварюванні сталей інших типів. Найбільш дієвим технологічним заходом попередження подібних дефектів є застосування режимів зварювання, що забезпечують отримання широких швів з глибоким проплавленням кромки, що зварюються.

Тема 5. Зварюваність високолегованих сталей

Високолегованою називається сталь, у якій вміст одного з легуючих елементів становить не менше 5%, а сума їх перевищує 10%.

Для більшості високолегованих сталей характерна знижена теплопровідність, великий коефіцієнт теплового розширення при нагріванні, високий омичний опір, підвищена лінійна усадка при затвердінні. Ці сталі є найважливішими конструкційними матеріалами, що широко використовуються при виготовленні обладнання для хімічної та нафтової промисловості, в авіації, атомній, реактивній та ракетній техніці та ін.

За своїм призначенням високолеговані сталі діляться на інструментальні високоякісні, шарикопідшипникові, магнітні,

корозійностійкі, жаростійкі, маломагнітні та немагнітні, жароміцні, з високим омичним опором і т. д. За структурою їх поділяють на мартенситні, аустенітні,

5.1. Зварюваність сталей мартенситного класу

До високолегованих сталей мартенситного класу належать корозійностійкі нержавіючі сталі (2X13, 1X17H2, 1X12H2BMФ та ін), а також жаростійкі сталі (4X10C2M я ін.).

Корозійностійкою називають сталь, яка має стійкість до електрохімічної корозії в атмосфері, в середовищі вологої пари, в деяких кислотах і розчинах лугів.

Жаростійкими, або окалиностійкими, називають сталі, стійкі проти хімічного руйнування поверхні в газових середовищах при температурі більше 550 ° С, що працюють в ненавантаженому або слабонавантаженому стані. Основним легуючим елементом сталей мартенситного класу є хром.

Корозійна стійкість сталей мартенситного класу пояснюється присутністю в них хрому. При цьому на поверхні металу з'являється найтонша щільна плівка оксидів хрому, здатна надійно захищати метал від руйнування корозією. З тією ж метою, а також для підвищення жаростійкості, корисно застосовувати добавки нікелю, молібдену та вольфраму.

Как видно из диаграммы состояния системы железо — хром, , при содержании хрома порядка 12,8% область твердых растворов γ -железа замыкается, и при большем содержании хрома образуется α -железо.

Являясь сильным карбидообразующим элементом, хром может давать несколько типов карбидов, которые прочнее и устойчивее цементита. Эти карбиды — всегда сложные или двойные, причем часть атомов хрома в них замещена железом. Чем больше в стали хрома, тем большее его количество входит в состав сложных карбидов. В сталях мартенситного класса обычно

образуются карбиды типа $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$ и $(\text{Fe, Cr})_4\text{C}$, имеющие температуру диссоциации порядка 1200°C .

Под влиянием углерода в железохромистых сталях область γ -железа расширяется и замыкается при более высоком содержании хрома. Однако в то же время хром снижает концентрацию углерода в перлите и в насыщенном аустените.

Следует отметить, что присутствие хрома значительно замедляет все превращения в стали, а увеличение устойчивости аустенита очень сильно повышает чувствительность стали к закалке.

Основной трудностью, возникающей при сварке сталей мартенситного класса, является *обеспечение стойкости металла шва и особенно околошовной зоны к образованию трещин*. Для металла шва и околошовной зоны в этом случае характерно наличие укрупненных зерен — низкоуглеродистого высокохромистого феррита (микротвердость $152\text{—}164\text{ кГ/мм}^2$) и легированного мартенсита (микротвердость $429\text{—}458\text{ кГ/мм}^2$).

Легированный мартенсит имеет более высокую пластичность, чем углеродистый мартенсит, и называется *игольчатым ферритом*. Присутствие в структуре металла последнего увеличивает общую твердость и хрупкость шва, а также околошовной зоны, заметно снижая ударную вязкость. Поэтому здесь возможно появление холодных трещин.

Для повышения стойкости металла к образованию холодных трещин целесообразно легировать металл шва небольшим количеством титана, позволяющим получить мелкозернистую микроструктуру с нарушенной столбчатой направленностью кристаллов. На рис. 9 показано благоприятное влияние титана на структуру высокохромистого металла шва.

В общем случае для повышения стойкости металла шва и околошовной зоны к образованию холодных трещин при сварке высоколегированных сталей мартенситного класса целесообразно производить предварительный подогрев изделия до температуры 250°C и выше, в зависимости от содер-

жания углерода и хрома в стали. В соответствии с условиями эксплуатации и требованиями, предъявляемыми к сварному соединению, при сварке этих

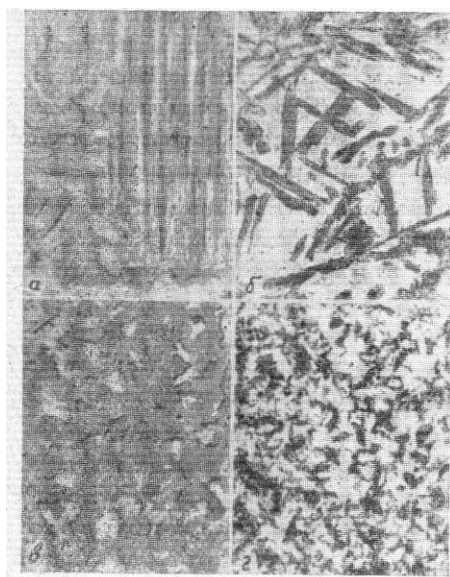


Рис. 9. Мікроструктура високо-хромистих швів (X150)

а — 0,1%С, 0,7%Мп, 0,34%Si, 12,8%Cr; в — 0,1%е, 0,72%Мп, 0,35%Si, 16,4%Cr; г — 0,14%С, 0,53%Мп, 0,37%Si, 12,0%Cr, 0,23%Ti з — 0,16%Al, 0,70%Мп, 0,53%Si, 14,0%Cr, 0,40%P

сталей стремятся получить металл шва, по химическому составу аналогичный основному либо имеющий аустенитную структуру.

а) Если необходимо добиться однородности свойств металла шва и основного металла, применяют сварочные материалы, обеспечивающие образование шва, близкого по составу и свойствам к основному металлу. При этом после сварки обязательна термическая обработка изделия. Однако если такую обработку осуществляв немедленно после сварки, то оставшаяся в металле шва и околошовной зоны часть нераспавшегося аустенита, значительная по размерам, не приведет после термической обработки к желательному изменению размера зерен и повышению деформационной способности металла.

Поэтому для получения оптимальной структуры основного металла и металла шва целесообразно сразу же после сварки охладить изделие на спокойном воздухе до температуры 150— 200°С, с тем чтобы в нем осталось минимальное количество остаточного аустенита. В этом случае изделие подвергают термической обработке — отжигу при 900° С, затем медленному охлаждению до 600° С и последующему охлаждению на спокойном воздухе.

Однако исследования последних лет показали, что в ряде случаев, при сварке высоколегированных сталей мартенситного класса (20X13) толщиной

до 10—12 мм, можно не применять предварительный нагрев и ограничиться после сварки только высоким отпуском (680—720° С). Высокий отпуск приводит к выделению карбидов в игольчатом феррите без изменения строения и твердости низкоуглеродистого феррита. В результате несколько уменьшается прочность металла, а его твердость и ударная вязкость достигают исходных величин.

На рис. 10 показано зміну твердості та ударної в'язкості металу навколошовної зони тієї ж сталі після зварювання і після відпустки.

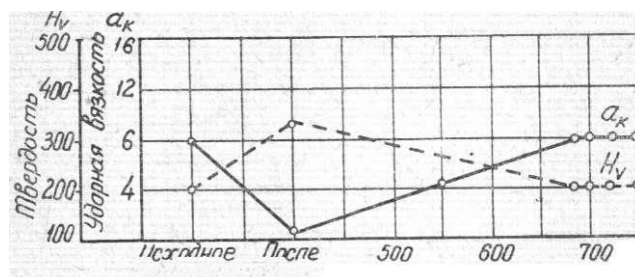


Рис. 10. Твердість та ударна в'язкість металу навколошовної зони сталі 2Х13 після зварювання та після відпустки

б) Якщо не потрібно, щоб механічні властивості зварного з'єднання були рівноцінні властивостям основного металу, застосовують зварювальні матеріали, що забезпечують отримання наплавленого металу з аустенітною структурою. Тоді наступна термічна обробка не проводиться.

На рис. 11 зображена характерная для этого случая микроструктура шва, выполненного дуговой сваркой в углекислом газе на стали 20Х13

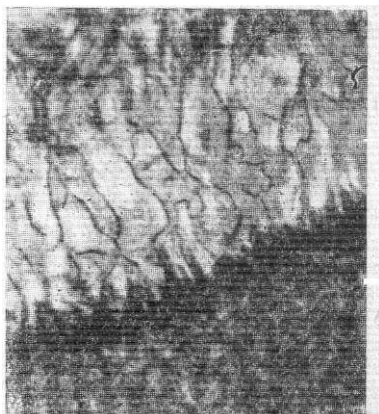


Рис. 11. Микроструктура заволошної зони шва, виконаного на сталі 2Х13 дротом св. Х18Н9Т Х150

дротом Св-1Х18Н9Т. Як видно з малюнка, по лінії сплавлення утворюється темна облямівка, що відрізняється підвищеним вмістом вуглецю і хрому. Її твердість становить 246-258 кг/мм² при твердості основного металу 142-147 кг/мм² і наплавленого - 212-217 кг/мм². Така зональна неоднорідність структури з підвищеною твердістю в межах сплавлення послаблює міцність зварного з'єднання. Тому застосовувати даний спосіб зварювання для конструкцій, що зазнають значних навантажень у процесі експлуатації, недоцільно.

5.2. Зварюваність сталей феритного класу

До сталей феритного класу відносяться високохромисті сталі, що містять понад 17% хрому та до 0,15% вуглецю. Однак однофазна феритна структура в хромистих сталях може бути отримана і при інших співвідношеннях хрому та вуглецю.

Високохромисті феритні сталі (Х17, Х25, Х28 та ін.) мають комплекс цінних властивостей, до яких належать висока корозійна стійкість у різних агресивних середовищах, жаростійкість і кислотостійкість при температурі до 1000-1100 ° С. До останнього часу, так само як мартенситні, нержавіючі та окалиностійкі сталі, застосовувалися при виготовленні зварних конструкцій у невеликих масштабах. В даний час у зв'язку з необхідністю економії нікелю хромисті сталі використовуються значно ширше.

Сталі феритного класу, будучи однофазними, являються незакаливаючимися сталями, так як вони не подвержені структурним

превращениям при нагреве и охлаждении. Сварка их сопряжена с рядом трудностей, обусловленных *повышенной склонностью металла к росту зерна, последствия которого нельзя устранить термической обработкой; склонностью металла к охрупчиванию; возможностью межкристаллитной коррозии.*

Склонность металла к росту зерна. Ферритные стали весьма чувствительны к нагреву, вызывающему значительное укрупнение зерна феррита. Отсутствие в таких сталях фазовых или структурных превращений делает невозможным последующее измельчение зерна в процессе охлаждения. Поэтому снижается прочность, пластичность и кислотостойкость металла, а в холодном состоянии появляется хрупкость. Рост зерен феррита, особенно интенсивный в околошовной зоне, возможен и в наплавленном металле. Чтобы предупредить его, следует назначать режим сварки стали, исключая ее перегрев. С этой точки зрения выгодны режимы, отличающиеся малой погонной энергией, и специальные технологические приемы сварки (сварка короткими участками, валиками малых сечений, с перерывами и т. д.).

Для получения наплавленного металла с достаточно измельченным зерном целесообразно применять сварочные материалы, содержащие элементы-модификаторы (Ti, Al) и др.

Склонность металла к охрупчиванию. Длительный нагрев металла шва и околошовной зоны до высоких температур может привести к значительной потере металлом пластичности. Это явление называется охрупчиванием металла.

Известны два основных вида охрупчивания металла при сварке сталей ферритного класса:

1. Тепловое охрупчивание (или 475-градусная хрупкость), появляющееся при нагреве металла в интервале температур' 350—500° С.

Этому виду охрупчивания способствуют такие элементы, как хром, ванадий, кремний, ниобий, в меньшей мере — титан и алюминий. Многочисленными исследованиями пока еще не установлена в полной мере природа этого явления и не найдены элементы, присутствие которых в высокохромистых сталях исключало бы или существенно ограничивало развитие теплового охрупчивания. Предполагают, что причиной тепловой хрупкости может быть выпадение субмикроскопических частиц по границам зерен; феррита.

2. Снижение пластичности металла вследствие выпадения вторичных карбидов хрома по границам зерен. Выпавшие по границам зерен твердые и хрупкие карбиды хрома не могут противостоять появляющимся в металле напряжениям, результатом чего является охрупчивание металла.

Чтобы предупредить охрупчивание второго вида, применяют нагрев изделия перед сваркой (150—180°C), усиливающий также стойкость металла к трещинам, связанным с ростом зерна; второй мерой, ослабляющей эффект охрупчивания, главным образом наплавленного металла, является уменьшение содержания углерода.

Межкристаллитная коррозия металла.
Межкристаллитная коррозия протекает преимущественно по границам зерен.

Современная теория межкристаллитной коррозии рассматривает нержавеющей ферритную сталь как трехэлектродную систему, состоящую из зерен феррита, карбидов хрома и железа на их границах и обедненных хромом периферийных участков этих зерен. Под влиянием кислорода окружающей среды (агрессивного агента) зерна феррита, содержащие большое количество хрома и обогащенные хромом карбиды, будут пассивировать и приобретут положительный потенциал. Периферийные же участки зерен, обедненные хромом за счет отдачи последнего карбидам, не смогут пассивировать и приобретут отрицательный потенциал. Таким образом создается большое количество микрогальванопар, образованных по

трехэлектродной схеме, в которой зерно и карбиды являются 1-м и 2-м электродами — катодами, а обедненные хромом участки зерен — 3-м электродом — анодом. Относительно небольшая поверхность анодных участков испытывает воздействие больших участков катодных зерен, поэтому коррозионный ток достигает значительной величины, и процесс межкристаллитной коррозии начинает активно развиваться. Полагают также, что выпадение карбидов хрома по границам зерен создает напряженное состояние, которое повышает эффективность воздействия агрессивной среды.

В хромистых ферритных сталях к межкристаллитной коррозии склонны участки основного металла, непосредственно прилегающие к шву и нагреваемые при сварке до наиболее высоких температур. Карбиды хрома и железа выпадают здесь по границам зерен. Обедненные хромом периферийные участки зерен феррита подвергаются коррозии.

Чтобы повысить стойкость к межкристаллитной коррозии, следует вводить в металл элементы, которые связывают углерод в прочные стабильные карбиды и затрудняют образование карбидов хрома. Такими элементами являются более сильные карбидообразователи, чем хром, например, титан, ниобий. Благоприятно влияет также уменьшение содержания углерода. Поэтому для изготовления сварных конструкций широко применяются малоуглеродистые ферритные стали, стабилизированные титаном (ОХ17Т, Х25Т и др.).

Аналогично сварке мартенситных сталей, сварка ферритных сталей также имеет два варианта:

а) сварочные материалы позволяют получить сварное соединение, отличающееся после соответствующей термической обработки структурной однородностью и необходимой прочностью;

б) сварочные материалы обеспечивают получение сварных соединений, для которых характерна структурная неоднородность (шов — аустенит,

основной металл — феррит) и отсутствие равнопрочности с основным металлом.

При сварке по первому варианту целесообразен предварительный подогрев изделия до 150—180°C. Исключение может быть сделано для сварки малоуглеродистых ферритных сталей толщиной до 10 мм (при электрошлаковой сварке подобных сталей любой толщины подогрев не требуется).

Однако во всех случаях необходима немедленная термическая обработка изделия после сварки, целью которой является -повышение пластичности сварного соединения и его стойкости к холодным трещинам.

Наиболее благоприятно влияет на улучшение механических свойств сварного соединения такой режим термической обработки: нагрев конструкции до 870—900°C с выдержкой не менее 10 ч. и последующим быстрым охлаждением в холодной воде. При этом в процессе нагрева и длительной выдержки осуществляется полное растворение в твердом растворе (феррит) выпавших при сварке карбидов; последующее быстрое охлаждение не позволяет им снова выпасть из раствора.

В ряде случаев для улучшения свойств сварного соединения из ферритной стали достаточен и высокий отпуск конструкции при температуре 700—750° С.

В условиях сварки по второму варианту термическое воздействие, оказываемое на сварное соединение самим сварочным процессом и последующей термической обработкой, усиливается диффузионными явлениями по границам сплавления. Результатом этого может быть перемещение углерода из основного металла в периферийные участки шва, при котором образуются с одной стороны, — обезуглероженные участки, а с другой — прослойки металла, обогащенные карбидами. Отсюда — снижение прочности металла по обезуглероженному участку и возможность его разрушения.

У всіх випадках зварювання хромистих сталей при виборі зварювальних матеріалів слід враховувати необхідність найбільш повного збереження в наплавленому металі легуючих елементів, зокрема хрому. Цій вимозі в достатній мірі відповідають покриття та флюси основного типу.

5.3. Зварюваність сталей аустенітного класу

Хромонікелеві аустенітні сталі називають металом атомного століття. Поєднуючи достатню міцність з надзвичайно високою пластичністю у великому діапазоні температур, вони мають високу корозійну стійкість в різних агресивних середовищах, жаростійкість, і жароміцність, тобто здатність працювати в навантаженому стані при високих температурах впродовж певного часу, зберігаючи міцність в умовах повзучості металу. Таке поєднання цінних властивостей забезпечується введенням в хромисту нержавіючу сталь нікелю, який, нейтралізуючи дію хрому як феритоутворювача, сприяє отриманню стійкої однорідної структури аустеніту [1, 2].

Окрім цих двох основних компонентів, хромонікелеві сталі містять ще деякі інші легуючі елементи, що покращують їх зварюваність і експлуатаційні властивості. Такими елементами можуть бути титан, ніобій, кремній, марганець, алюміній, мідь, молібден, вольфрам та ін.

Розрізняють дві групи хромонікелевих аустенітних сталей:

- а) сталі типу 18-8 (1X18H9T, X18H11B, X18H12M2T та ін.);
- б) сталі типу 25-20 (X25H20C2, X23H18, X23H13 та ін.).

Сталі типу 18-8 є нержавіючими і кислотостійкими і зберігають свої властивості до температури 700...750 °С, а при нетривалій роботі – і до більш високих температур.

Сталі типу 25-20 - окалиностійкі і жароміцні і можуть працювати в умовах газового середовища при температурі до 1100...1150 °С.

При оцінці зварюваності хромонікелевих аустенітних сталей слід

передусім мати на увазі, що вони не схильні до фазових перетворень: тому відпадають утруднення при зварюванні, пов'язані з появою в зоні термічного впливу структурної напруги, і знижується небезпека виникнення холодних тріщин.

Основні чинники, що утрудняють зварювання аустенітних хромонікелевих сталей, наступні:

- а) низька стійкість металу шва до виникнення кристалізаційних тріщин;
- б) можлива втрата корозійної стійкості металу;
- в) посилення процесів окрихчування металу зварного з'єднання під час експлуатації;
- г) виникнення пір в наплавленому металі.

Підвищена схильність наплавленого металу з аустенітною структурою до виникнення кристалізаційних тріщин при зварюванні пояснюється такими причинами:

- а) теплофізичними особливостями аустенітного металу;
- б) транскристалітною будовою металу шва;
- в) наявністю легкоплавкої евтектичної складової, розташованої на межах стовпчастих кристалів.

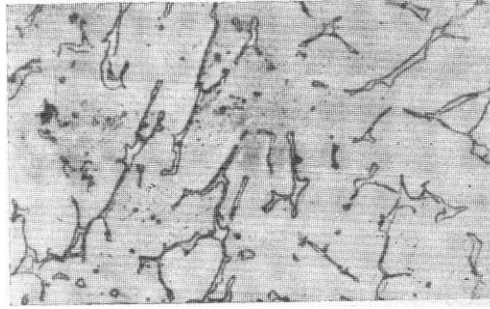
Появи кристалізаційних тріщин в металі аустенітного шва можна уникнути за допомогою наступних заходів:

- а) введення другої фази, за умови її виділення безпосередньо в процесі кристалізації;
- б) додаткове легування деякими легуючими елементами;
- в) подрібнення первинної структури металу шва;
- г) технологічні заходи.

Управління кристалізацією, з метою формування дрібнозернистої структури металу шва, сприяє попередженню багатьох типових дефектів зварного з'єднання кристалізаційного походження і підвищенню на цій основі ефективності зварювання плавленням. Досить простим і універсальним методом впливу на кінетику кристалізації при дуговому

зварюванні
масо-
шляхом
зовнішнього
Розроблений

з



являється управління
теплопереносом у ванні
застосування
магнітного поля.
цією метою спосіб
електромагнітного

перемішування (ЕМП) ґрунтований на збудженні у ванні пондемоторних сил, що виникають при взаємодії радіальної складової зварювального струму в рідкому металі із зовнішнім керованим магнітним полем (КМП), вектор індукції якого співпадає з віссю стовпа дуги [4]. Такі сили є масовими, оскільки вони прикладені до кожного елементарного об'єму ванни, визначаються характером розподілу струму по виробу, його величиною і індукцією магнітного поля. Під дією цих сил розплави приходять в рух у напрямі, визначуваному поєднанням полярностей зовнішнього магнітного поля і зварювального струму. ЕМП як метод управління кристалізацією зварних швів, підвищення їх стійкості проти утворення гарячих тріщин, попередження пористості і поліпшення корозійних властивостей має досить широкі можливості.

Вводя в металл шва вторую фазу, добиваются разрушения его транскристаллитного строения и измельчения первичной структуры; при этом общая протяженность границ между кристаллами растет, и легкоплавкие эвтектики становятся разобщенными. Согласно полигонизационной теории, в таких случаях тормозится движение несовершенств кристаллической структуры, задерживающих полигонизацию, и исчезает граница, где зарождается трещина. Второй фазой чаще всего служит первичный феррит, создающий двухфазную аустенитно-ферритную структуру металла шва (рис. 12).

Рис.12. Двухфазная аустенитно-ферритная структура металла шва

На основании многочисленных исследований отечественных и иностранных ученых установлено, что для придания металлу достаточной стойкости к образованию кристаллизационных трещин, необходимо иметь в аустенитном шве 2—5% первичного феррита. В случае большего содержания последнего опасность появления горячих трещин уменьшается, однако при работе такого металла в области высоких температур может происходить его охрупчивание, связанное с переходом феррита в хрупкую α -фазу, залегающую по границам зерен аустенита.

Чтобы получить двухфазное строение металла, необходимо правильно выбрать его химический состав. Для этого нужно максимально повысить содержание в шве элементов-ферритизаторов, способствующих появлению первичного феррита (хром, молибден, кремний, титан, ниобий, цирконий, ванадий, алюминий, вольфрам и др.), и уменьшить или ограничить содержание элементов-аустенизаторов (углерода, марганца, азота, меди, кобальта).

Основным ферритизатором служит хром. По отношению к нему ферритизирующая способность остальных элементов может быть оценена такими коэффициентами: Al — 2; Si — 1,5; Mo — 1,25; Mn — 1; Ni — 0,5. Аустенизирующая же способность элементов-аустенизаторов по отношению к никелю выразится так: C — 30; N — 30; Mn — 0,5.

Установив предварительно химический состав металла шва, можно, пользуясь приведенными коэффициентами, приблизительно определить его первичную микроструктуру. Для этого следует обратиться к структурной диаграмме Шеффлера.

Если необходимо сохранить чисто аустенитную структуру сварных швов, применяют иные способы повышения стойкости металла к образованию кристаллизационных трещин; к числу таких способов относятся дополнительное легирование металла шва некоторыми элементами и измельчение его первичной структуры.

Прежде всего, ограничивают содержание в направленном металле фосфора, серы и кремния, но повышают до 0,2—0,3% содержание углерода. Можно заменить часть никеля марганцем (7—8%). Наконец, дополнительно легируют шов такими элементами, как молибден, вольфрам и др.

Существует мнение, что эти элементы имея повышенную энергию активации, снижают диффузионную подвижность атомов металлической основы сплава и тем самым препятствуют развитию полигонизации.

Весьма перспективным является измельчение первичной структуры однофазных швов. Как показали исследования, хорошие результаты дает воздействие на сварочную ванну ультразвуковыми колебаниями и механическими колебаниями с частотой 20—50 *кГц*, а также введение элементов-модификаторов.

Эффективно измельчает первичную структуру и затрудняет образование трещин добавки титана и бора (рис.13).

Повысить стойкость швов к кристаллизационным трещинам можно и технологическими мерами, выполнив, например, швы с малым коэффициентом провара и пр.

Слід, однак, відзначити, що проблема отримання суто аустенітних швів, стійких до утворення кристалізаційних тріщин, повністю поки що не вирішена.

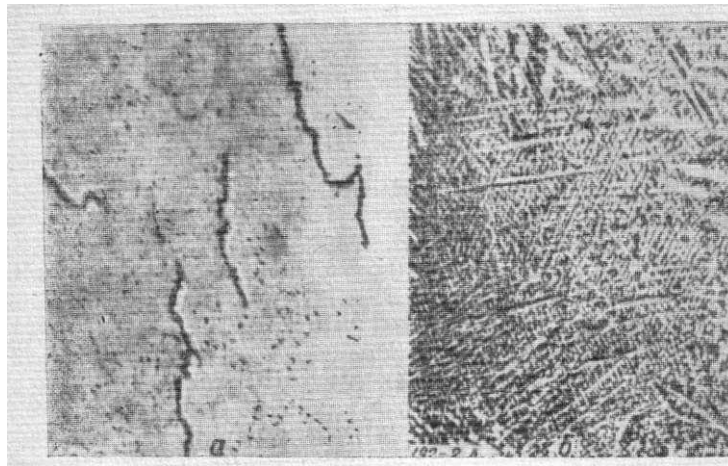


Рис. 13. Запобігання кристалізаційним тріщинам в аустенітних швах: а - шов без бору на сплаві 1X15H35B5T (EI725); б - у шві 0,51% В, тріщин немає

Як зазначалося вище, при зварюванні аустенітних сталей у ряді випадків кристалізаційні тріщини можуть виникати і в околошовній зоні. Поява кристалізаційних тріщин у околошовній зоні пояснюється наявністю за межами зерен основного металу легкоплавких евтектик, які, розплавляючись під дією зварювального нагріву, роз'єднують ці зерна. Тому, наприклад, в аустенітних сталях, підданих електрошлаковому переплаву і добре очищених від шкідливих домішок, з покращеною мікроструктурою, тріщини в навколошовній зоні не виникають. Попередити їх освіту допомагає попередня наклеп крайок.

Кристаллизационные трещины в околошовной зоне у дисперсионноотверждающих аустенитных сталей повышенной прочности ($\sigma_{\text{в}}=100—120 \text{ кг/мм}^2$) связаны с затрудненной деформацией металла при высоких температурах; поэтому такие стали целесообразно сваривать до упрочняющей термической обработки.

Коррозионная стойкость сварных соединений. При сварке хромоникелевых сталей межкристаллитная коррозия может наблюдаться на следующих участках сварного соединения:

- а) в основном металле, на некотором расстоянии от шва;
- б) в наплавленном металле

в) непосредственно у границы сплавления

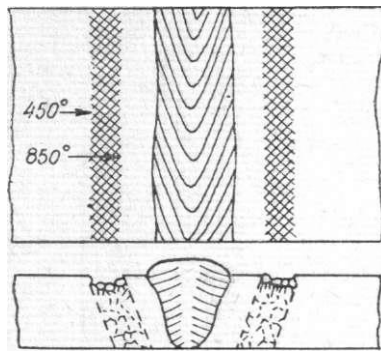


Рис.14.Схема

міжкристалітної корозії
в основному металі при
дії зварювального
нагріву.

Причины, вызывающие усиление процесса коррозии на отдельных участках сварного соединения, различны. Появление очагов коррозии на некотором расстоянии от шва связано с длительным пребыванием металла в температурном интервале 450—850° С и выпадением из аустенита комплексных карбидов железа и хрома, обедняющих хромом периферийные участки зерен аустенита. При этом потеря коррозионной стойкости металла приводит к его разрушению по границам зерен.

Возможность появления межкристаллитной коррозии в зависимости от температуры и времени иллюстрируется. Как видно из рисунка, наименьшее время выдержки, необходимое для того, чтобы металл приобрел чувствительность к межкристаллитной коррозии, лежит в температурном интервале 730—750° С. Отвечающее этому интервалу время называется критическим — Как ниже, так и выше указанных температур увеличивается время, необходимое для появления в металле чувствительности к коррозии, а при температуре более 800— 850° С структурных изменений, способствующих межкристаллитной коррозии в металле, вообще не наблюдается.

Большое влияние на величину оказывает содержание углерода в стали: с увеличением количества углерода значение $t_{кр}$ интенсивно уменьшается (рис. 15). Поэтому одним из средств борьбы с межкристаллитной коррозией является снижение содержания углерода в хромоникелевых сталях. Увеличить $t_{кр}$ можно также за счет введения в металл более сильных карбидообразователей чем хром, например, титана, ниобия. В этом случае не наблюдается обеднения хромом аустенита.

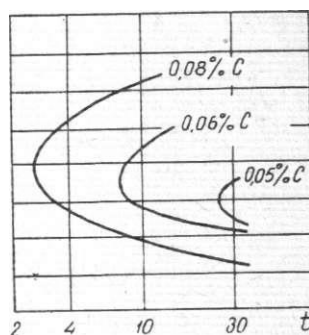


Рис.15.Вплив вмісту вуглецю в металі на залежність міжкристалітної корозії від температури

До найбільш істотних заходів боротьби з міжкристалітною корозією в зоні термічного впливу належать такі:

- 1.Закалка на гомогенный твердый раствор. При нагреве под закалку происходит растворение в аустените выпавших карбидов хрома; быстрое последующее охлаждение позволяет получить однородный аустенит. Естественно, что повторный нагрев в области критических температур может снова привести к выпадению карбидов хрома.
- 2.Стабилизирующий, или диффузионный отжиг, заключающийся в нагреве металла при 850—900° С в течение 2—3 часов с последующим остыванием на воздухе. В данном случае имеет место наиболее полное выпадение карбидов хрома, однако за счет диффузионных процессов происходит выравнивание содержания хрома в объеме зерен аустенита, и поэтому металл становится нечувствительным к межкристаллитной коррозии.
- 3.Следует выполнять сварку при малых значениях погонной энергии, короткими участками и др. Положительные результаты дает искусственное охлаждение металла в зоне термического влияния.

Межкристаллитная коррозия в металле шва может быть вызвана наличием карбидов хрома на границах зерен (рис. 16) или низкой стойкостью металла к воздействию опасных температур в процессе эксплуатации сварного соединения (рис. 17).

Для отримання металу шва, стійкого до випадання карбідної фази за участю хрому, крім зазначених вище заходів, доцільно створювати двофазну аустенітно-феритну структуру металу.

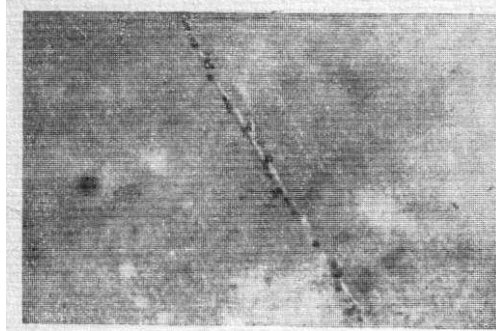


Рис.16. Карбіди типу $Me_{23}C_6$

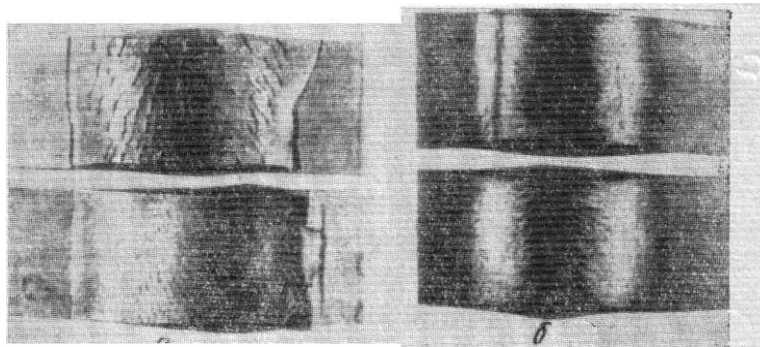


Рис. 17. Зовнішній вигляд зразків, випробуваних на міжкристалітну корозію після витримки 1500 год при температурі $550^{\circ}C$ (шов виконаний дротом св. ОХ18Н9): - без термообробки після зварювання; б - з дифузійним відпалом після зварювання ($850^{\circ}C$, 2,4 год)-охолодження на повітрі

Интересно проследить влияние двухфазной структуры на стойкость металла шва против межкристаллитной коррозии. Наличие первичного феррита в аустенитном шве значительно увеличивает эту стойкость, что объясняется различной скоростью диффузии атомов хрома и углерода в аустените и феррите. Как известно, феррит отличается от аустенита менее компактной упаковкой атомов в кристаллической решетке, в связи с чем подвижность атомов хрома и углерода в объемноцентрированной решетке а (б)-железа выше, чем в гранцентрированной решетке γ -железа.

Поэтому карбиды хрома располагаются на границах ферритных участков, где сосредотачиваются места обеднения хромом. Химически нестойкие участки перемежаются здесь с химически стойкими зернами, служащими своеобразным барьером против проникновения агрессивной среды. Следует также иметь в виду быстрое восстановление необходимой концентрации хрома в обедненных участках за счет высокой скорости диффузии хрома в феррите.

Межкристаллитная коррозия основного металла вблизи границы сплавления называется ножевой коррозией так как жевой она поражает очень узкую полосу металла, нагреваемую при сварке до температур, превышающих 1200—1250° С. Обычно ножевая коррозия наблюдается в сталях, содержащих титан, ниобий или тантал, карбиды которых при нагреве до указанных температур растворяются в аустените. Тогда при последующем тепловом воздействии в опасном интервале температур выпадают карбиды хрома, а затем развивается процесс межкристаллитной коррозии. На рис. 18 показана ножевая коррозия в соединении, сваренном из стали X18H12M2T толщиной 10 мм проволокой Св - X18H11M. Эффективными мерами борьбы с этим опасным видом разрушения металла является стабилизирующий, или диффузионный, отжиг сварных соединений, а также создание повышенных скоростей охлаждения металла в околошовной зоне.

Для сварных соединений из сталей типа 25-20, работающих в газовых средах, известную опасность представляет газовая коррозия, имеющая межкристаллитный характер, а также общая газовая коррозия — окалинообразование. Коррозия может быть и сосредоточенной, например в шве, чему способствует избыточная концентрация здесь таких элементов, как ванадий.

Зварне з'єднання на сталі X18H12M2T

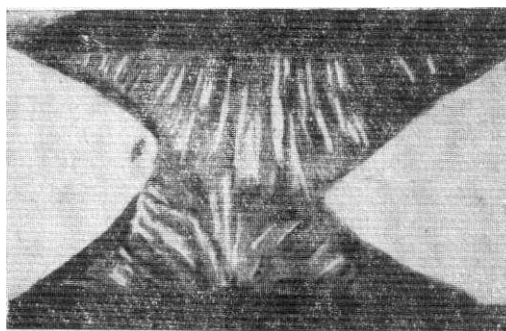


Рис.18.Зварне з'єднання на сталі X18H12M2T

Ох р у п ч і в а н ня металу шва та зварного з'єднання в процесі експлуатації. Під дією робочих температур і напруг у зварному з'єднанні з хромонікелевих сталей можуть протікати процеси двох видів, що призводять до крихкнення металу шва:

- а) сигматизация;
- б) 475-градусная хрупкость.

Сигматизация — это появление в металле шва хрупкой твердой (600—800 кГ/мм^2) немагнитной структурной составляющей, получившей название σ -фазы. Сигма-фаза представляет собой интерметаллид, имеющий переменный состав и сложную кристаллическую решетку. Появление ее в швах влечет за собой резкое снижение их ударной вязкости (менее 0,5 кГм/см^2). %

В аустенитных швах сталей типа 25-20 сигматизация возникает при длительном нагреве металла в интервале температур 650—900°C, и особенно при 800—875°C. В этом случае возможно выпадание из аустенита мелкодисперсных карбидов и местное превращение γ — α . Сигматизацию в таких швах ускоряют ванадий, хром, марганец, вольфрам, молибден, никель, кобальт, кремний, ниобий, медь и др. Углерод препятствует этому процессу.

В аустенитно-ферритных швах сигматизация наблюдается при длительном нагреве в интервале температур 500—875° С в результате перерождения $\delta(\alpha)$ -феррита в σ -фазу. Здесь скорость и степень сигматизации весьма сильно зависят от состава феррита и характера его легирования, поскольку σ -фаза образуется непосредственно в феррите.

На рис. 223 показана σ -фаза в аустенитном а и аустенитно- ферритном шве δ . Появлению σ -фазы в аустенитно-ферритном шве способствуют элементы-ферритизаторы, тогда как аустенит-заторы, в том числе и марганец, делают швы менее склонными к сигматизации.

Состав σ -фазы весьма сложен. Так, σ -фаза, образовавшаяся в стали типа 25-20 после нагрева в течение 1000 ч, содержала 51,82% хрома, 3% никеля, 1,1% кремния, 0,61% марганца и 44,67% железа—при соотношении Fe: Cr, равном 0,86. В то же время содержание хрома в аустените составляло 25%, а никеля — 18%.

Наиболее эффективным средством борьбы с сигматизацией металла швов является их нагрев до температуры 1000—1150° С с выдержкой в течение примерно часа и последующим быстрым охлаждением. Тогда обеспечивается полное растворение σ -фазы в аустените и дальнейшая невосприимчивость швов к воздействию опасных температур. Однако в аустенитно-ферритных швах целесообразно ограничить содержание ферритной составляющей (не более 5 %).

Второй вид охрупчивания металла шва — 475-градусная хрупкость — также связана с длительным нагревом, но в интервале температур 325—525°С, и особенно при температуре порядка 475° С. В таком случае наблюдается значительное изменение механических и физических свойств металла: повышается прочность, уменьшается пластичность и деформационная способность металла, падают удельное электрическое сопротивление и стойкость против коррозии. 475-градусная хрупкость присуща хро-моникелевым сталям, имеющим двухфазную аустенитно-

феррит- ную структуру, и хромистым ферритным сталям. Природа этого явления пока еще не вполне выяснена.

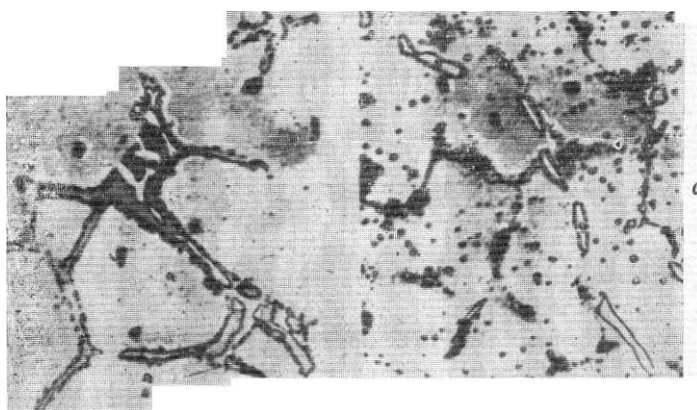


Рис.19. σ - фаза в аустенітних хромонікелевих швах (X 500): а - шов на сталі типу 25-20; б - шов на сталі типу 18-8

В. І. Дятлов та Н. І. Ксперсак запропонували розглядати 475-градусну крихкість як своєрідний «інкубаційний» період перед утворенням σ фази, протягом якого відбувається внутрішньофазовий перерозподіл хрому у ферриті без виділення надлишкових фаз. Цей процес призводить до спотворення кристалічних ґрат і внутрішньофазового наклепу фериту, що зовні виявляється в різкому падінні ударної в'язкості і збільшенні мікротвеодості фериту. Тому 475-градусна крихкість названа σ -старінням.

Основними мерами предупреждения 475-градусной хрупкости металла является уменьшение содержания в нем феррита до количества 2—5%, необходимого для повышения стойкости металла к образованию кристаллизационных трещин и к межкристаллитной коррозии. При этом следует снижать легирование металла элементами-ферритизаторами, особенно хромом.

Во всех случаях 475-градусная хрупкость может быть устранена тем же путем, что и сигматизация, т. е. нагревом до температуры 1000—1150° С с последующим быстрым охлаждением.

Попередження пороутворення при зварюванні аустенітних сталей. При зварюванні аустенітних хромонікелевих сталей основною причиною появи пір є присутність водню, що обумовлено його високою розчинністю в аустеніті та незначною швидкістю дифузії.

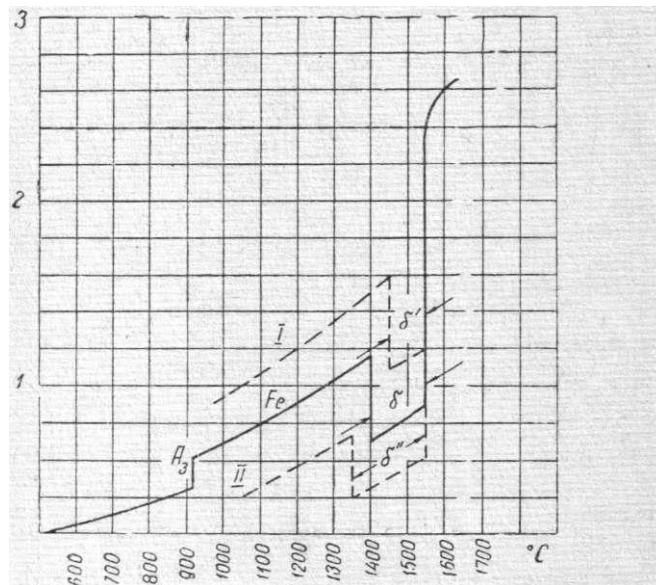


Рис.20. Зміна розчинності водню при твердінні аустенітних (I) та феритних (II) сталей

Однак розчинність водню в металі при охолодженні падає значно повільніше, ніж у звичайних сталях рис. 20), і тому шви на аустенітних сталях менше схильні до порів.

Для попередження пористості в аустенітних швах корисно вводити в зону зварювання невеликі кількості кисню, який зв'язує водень. З цією метою до безкисневого флюсу та покриття основного типу додають TiO_2 (якщо шов аустенітно-феритний) або вищі оксиди марганцю, заліза та ін. (якщо шов аустенітний)

В боротьбі з водородною пористістю важною роль грає усунення головних джерел постачання водорода в зону сварки — вологи (включаючи вологість воздуха), масел та інших забруднень.

Розгляд факторів, що ускладнюють зварювання хромонікелевих аустенітних сталей, дозволяє дати наступні загальні рекомендації:

- 1.Необходимо добиваться максимально возможного постоянства химического состава по длине шва и его сечению, применяя для этого механизированные способы сварки.
- 2.Следует контролировать количество феррита в сварных швах, чтобы избежать появления кристаллизационных трещин и склонности к межкристаллитной коррозии, если в шве окажется менее 2% феррита, либо охрупчивания металла (сигматизация, 475-градусная хрупкость) — при большом содержании феррита в шве.
- 3.Для повышения коррозионной стойкости сварных соединений нужно обеспечить ускоренное их остывание, выбрав соответствующий режим сварки и применив искусственное охлаждение. Весьма целесообразен стабилизирующий отжиг сварного соединения.
- 4.Эффективной мерой борьбы с охрупчиванием металла шва при действии рабочих температур и напряжений является закалка.
- 5.Для сварки хромоникелевых сталей целесообразно применять покрытия и флюсы основного типа или бескислородные фторидные. Электродный стержень или проволоку рекомендуется изготавливать из хромоникелевой стали аустенитного класса. Однако в зависимости от требований, предъявляемых к металлу шва и сварному соединению, с учетом условий эксплуатации изделия, выбор марки металла в каждом случае индивидуален.
5. Бажана висока чистота основного та присадного металу, особливо по содержанию. серы.

Тема 6. Зварюваність чавунів

Зварювання чавуну використовується переважно як засіб ремонту. При цьому дефекти, що виправляються зварюванням, можуть бути двох груп: дефекти лиття (раковини, недоливи, рихлоти, тріщини) і дефекти, що виникли в процесі експлуатації (тріщини, поломки деталей та ін.).

У загальному випадку якісно виконане зварне з'єднання з чавуну повинне задовольняти щонайменше трьом основним вимогам: мати механічну міцність, щільність, легко оброблятися звичайним різальним інструментом. Залежно від типу конструкції та умов експлуатації вимоги до зварного з'єднання розширюються (ростостійкість, жаростійкість тощо). Проте особливості будови та фізико-хімічних властивостей чавуну надзвичайно ускладнюють виконання перелічених вимог. Зварювання чавуну становить специфічні труднощі, обумовлені такими причинами:

1. При високих скоростях охолодження, отличающих большинство способов сварки, в металле шва или околошовной зоне появляются *участки отбеленного чугуна, т. е. цементитные выделения той или иной формы в различном количестве*. Высокая твердость этих участков ($>500 H_B$) очень затрудняет их механическую обработку.

2. В условиях местного неравномерного нагрева металла, характерного для сварки, *появление значительных собственных напряжений* вызывает образование трещин в металле шва и в околошовной зоне, что связано с малой прочностью и пластичностью чугунов вообще.

3. *Интенсивное газовыделение из сварочной ванны* (образование CO, 50г, выделение H_2 и др.) является причиной возникновения пор в металле наплавки.

4. *Повышенная жидкотекучесть чугунов* и почти мгновенный их переход из твердого состояния в жидкое позволяет сваривать чугун только в нижнем положении, часто с предварительной заформовкой участка сварки.

Для изучения структурных превращений в околошовной зоне при сварке серых чугунов следует воспользоваться тройной диаграммой состояния Fe — C — 31, связав ее с участками зоны термического влияния при помощи кривой распределения максимальных температур.

Найбільш радикальним засобом боротьби з утворенням вибілених і загартованих ділянок шва й навколошовної зони й утворенням пор і тріщин служить підігрів виробу до температури 600...650°C и повільне охолодження його після зварювання. Технологічний процес гарячого зварювання складається з наступних етапів: I - підготовка виробу під зварювання; II - попередній підігрів деталей; III - зварювання; IV - наступне охолодження. Підготовка під зварювання залежить від виду дефекту, що виправляється. Однак у всіх випадках підготовка дефектного місця полягає в ретельному очищенні від забруднень і в обробленні для утворення порожнин, що забезпечують доступність для маніпулювання електродом і впливу зварювальної дуги. Для попередження витікання рідкотекучого металу зварювальної ванни, а в ряді випадків для додання наплавленому металу відповідної форми, місце зварювання формують. Формування виконують залежно від розмірів і місця розташування дефекту, що виправляється, за допомогою графітових пластинок, що скріплюються формувальною масою, що складається із кварцового піску, змішаного на рідкому склі, або іншими формувальними матеріалами, а також в опоках формувальними матеріалами, застосовуваними в ливарному виробництві [2].

Після формування необхідна просушка форми при поступовому підйомі температури від 60 до 120°C, потім проводять подальше нагрівання під зварювання зі швидкістю 120...150°C у година в печах, горнах або тимчасових нагрівальних пристроях. Уповільнене охолодження після зварювання досягається при укриванні виробів теплоізолюючим шаром (аркушами азбесту й засипанням піском, шлаками й ін.) або при охолодженні разом з печами, горнами.

Способи нагрівання й нагрівальні пристрої застосовують залежно від характеру виробництва (усунення ливарних дефектів, ремонтне зварювання й т.д.). Наприклад, при масовому виробництві в ливарних цехах автомобільних і тракторних заводів доцільно використовувати конвеєрні печі; для ремонтних робіт зручне нагрівання в муфельних печах або в горнах

з відкритим кожухом; для разових ремонтних робіт великогабаритних виробів виготовляють тимчасові нагрівальні пристрої з вогнетривкої цегли, у тому числі печі-ями в земляній підлозі цеху. Остигання залежно від ваги й форми деталі триває від декількох годин до декількох діб. Для зварювання використовують електроди, що плавляться, зі стрижнями із чавуну марок А або Б. Стрижні одержують виливком у кокіль і іншими способами. До складу покриття, що наноситься на литі прутки, діаметром 5...20 мм, входять стабілізуючі й легуючі матеріали. У якості останніх звичайно використовують графіт, карборунд, феросилицій, силікокальцій, силікомагній і інші елементи-графітизатори. Гаряче зварювання чавуну виконують на більших струмах без перерв до остаточної заварки дефекту. При більших обсягах дефекту, що заварюється, два зварники, що працюють по черзі.

Для гарячого зварювання чавуну можна використовувати дугове зварювання вугільним електродом. По можливості зміни теплового впливу на зварюємий метал, зварювання вугільним електродом займає проміжне положення між газовим зварюванням і зварюванням електродом, що плавиться. Зварюють на постійному струмі, прямої полярності вугільними електродами діаметром 8...20 мм. Діаметр електрода й силу зварювального струму вибирають залежно від товщини металу, що зварюється.

У якості присадкового матеріалу використовують прутки марок А і Б. Для переводу тугоплавких окислів у легкоплавкі з'єднання застосовують флюси на борній основі, найчастіше технічну безводну (прожарену) буру.

Гаряче зварювання чавуну ручним способом, особливо масивних виробів - важка праця. Досить прогресивний спосіб, що полегшує працю й підвищує продуктивність, - механізоване зварювання порошковим дротом. До складу шихти вводять компоненти, які дозволяють одержувати состав металу шва, що представляє собою чавун. Гаряче зварювання чавуну дозволяє одержувати зварені з'єднання, рівноцінні зварюється металу, що

(по механічних характеристиках, щільності, оброблюваності й ін.), однак це трудомісткий і дорогий процес. Разом із цим у ряді випадків до зварених з'єднань із чавуну не пред'являється таких вимог. Часто, наприклад, досить забезпечити тільки рівномірність або тільки гарна оброблюваність, або щільність зварених швів. За допомогою різних металургійних і технологічних засобів можна одержати зварені з'єднання із чавуну з тими або іншими властивостями при зварюванні з невисоким підігрівом або зовсім без попереднього підігріву (тобто за допомогою напівгарячого або холодного зварювання). Холодне й напівгаряче зварювання чавуну одержання сірого чавуну в металі шва електродами, що забезпечують холодне зварювання чавуну електродами позитивних результатів не забезпечує, тому що при більших швидкостях охолодження утвориться структура білого чавуну у шві й високотемпературній області навколошовної зони, а також відбувається різке загартування металевої основи ділянок зони термічного впливу, що вгріваються в процесі зварювання вище температури A_{c3} . Виникаючі при цьому деформації перевищують деформаційну здатність металу шва й ваколошовної зони, у результаті чого утворюються тріщини. Для попередження зілбілюванк* необхідно забезпечити такий состав металу шва, для якого в цих умовах б; - зг виходити структура сірого чавуну з найбільш сприятливою зсяєю графітних включень. Це може бути досягнуте шляхом введення в метал досить великої кількості графітизаторів і легування чавуну і-тментамп. що сприяють сфероїдизації карбідів (магнієм). Прикладом таких електродів можуть служити електроди марки ЗМЧ, стрижень яких являє собою чавун з підвищеним (до 5,2 %) вмістом кремнію, покриття двошарове: перший шар - легуючий, другий - забезпечує газовий і шлаковий захист. При зварюванні *згми електродами чавунних деталей з товщиною стінки до 12 мм без шякрєвпого підігріву вдається одержати шви й навколошовну зону без й загартування. Деякій зі швидкості охолодження при температурі сприяє

реакція між залізною окалиною й алюмінієвим , а протікає з виділенням теплоти.

При зварюванні цими електродами масивних деталей, для одержання бездефектних зварених з'єднань, доводиться їх підігрівати до температур 400°C. Для поліпшення оброблюваності й деякого підвищення пластичності металу шва застосовують електроди з нікелевих чавунів. Електроди з нікелевих чавунів забезпечують одержання швів, що володіють гарною оброблюваністю. Тонке ядро (М), що наноситься на стрижні з нікелевих чавунів, рекомендується наступного состава: карборунд 55 %; вуглекислий барій 23,7 %; рідке скло 21,3% .Зварювання виконують у кілька шарів при зворотньо-поступальному переміщенні електрода. Основний недолік електродів з нікелевих чавунів - підвищена схильність до утворення гарячих тріщин.

Одержати в наплавленому металі сірий чавун можна, застосовуючи спеціальні зварювальні матеріали, які забезпечують легування через електродне покриття. Прикладом таких матеріалів можуть служити електроди, стрижень яких виготовлений з низьковуглецевого дроту, наприклад, марок Св-08 або Св- 08А за ГОСТ 2246 , а в легуючому покритті міститься достатня кількість елементів-графітизаторів - вуглецю й кремнію. Найбільш характерні електроди марки ЗМЧС, стрижень яких складається з низьковуглецевого електродного дроту, а покриття - із трьох шарів: 1-й шар є легуючий, 2-й шлако- і газоутворюючий, 3-й - газозахисний. Графіт і силікомагній, що входять до складу 1-го шару, служать графітизаторами, причому магній до деякої міри сприяє сфероїдизації графіту; гематит і алюміній, вступаючи у взаємодію, сприяють деякому зниженню швидкості охолодження при евтектичній температурі й тим самим одержанню у шві структури сірого чавуну.

Застосування цих електродів при зварюванні чавунних виробів з відносно невеликою товщиною металу, що зварюється, (до 8... 10 мм) дозволяє одержати якісні зварені з'єднання без попереднього підігріву

виробу; при більших товщинах необхідно застосовувати напівгаряче зварювання.

Для холодного й напівгарячого зварювання чавуну напівавтоматами використовують спеціальні порошкові дроти, що забезпечують одержання у шві сірого чавуну. Для холодного зварювання виробів з відносно невеликою товщиною стінок (у місці зварювання) рекомендується дріт марки ГШЧ-1, для напівгарячого зварювання - дріт ППЧ-2, а також дроти ППНЧ-7; МН-25; ПАНЧ-11.

Механізоване зварювання порошковим дротом дозволяє одержувати наплавлений метал близький по составу й структурі до чавуну. При заварці дефектів у великих чавунних виливках, для виправлення яких необхідно наплавити великий обсяг металу, а також при виготовленні великогабаритних масивних виробів з високоміцних чавунів з кулястим графітом, можна використовувати електрошлакове зварювання пластинчастими електродами. Ці електроди являють собою литі чавунні пластини зі вмістом елементів- графітизаторів (вуглецю й кремнію), рівному вмісту останніх в електродних стрижнях марок А і Б, і 0,04...0,08 % М ξ .

При електрошлаковому зварюванні чавуну застосовують фторидні й неокислювальні флюси. Уповільнене охолодження металу шва й навколошовної зони, характерне для електрошлакового зварювання, дозволяє одержувати зварені з'єднання без вибілених і загартованих ділянок, тріщин, пор і інших дефектів. Електрошлакове зварювання забезпечує цілком задовільні механічні властивості зварених з'єднань із чавуну й гарну їхню оброблюваність.

Крім загального підігріву, застосовуваного при напівгарячому зварюванні різними способами, у ряді випадків (залежно від конструкції) можна обмежитися місцевим підігрівом до потрібної температури. У процесі зварювання необхідно звертати увагу на те, щоб виріб у районі зварювання не прохолоджувався нижче заданої температури підігріву.

Якщо виконати наплавлення на чавун електродами, призначеними для зварювання вуглецевих або низьколегованих конструкційних сталей, то в 1-м парі навіть при відносно невеликій частці участі основного металу вийде жеоковуглецева сталь, що при швидкостях охолодження, що мають місце в пош зварювання без попереднього підігріву виробу, здобуває різке загартування. Тому метал 1-го шару буде мати високу твердість, низьку деформаційну здатність і виявиться підданним утворенню холодних тріщин, а —тож пористості. В 2-м шарі, природно, частка участі чавуну зменшиться, г тчак вміст вуглецю в ньому буде перебувати ще на високому рівні, що також тр^зде до загартування й можливого утворення тріщин. У наступних шарах чета участі чавуну виявиться незначною, і метал шва буде мати певний рівень гучності. У зв'язку зі сказаним такі сталеві електроди можна застосовуватидля декоративної заварки невеликих по розмірах дефектів, якщо до зззгеного з'єднання не пред'являються вимоги забезпечення міцності, щільності і гтсцблюваності різальним інструментом. З метою зменшення частки участі > металу у шві, а також розмірів зони термічного впливу застосовують електроди невеликих !-п> шару 3 мм, для 2-го й наступних 3...4 мм), на малих струмах, овний метал.

Спочатку виконують облицювання 1-м шаром. Зварювання виконують короткими ділянками валиками невеликих перетинів врозкид для охолодження шва й навколошовної зони до температури 50...60°C. Після 3-го шару можна застосовувати режими із трохи більшою погонною енергією, але також з перервами. щоб зона розігріву чавуну була невеликою. Для зменшення напруг корисно застосовувати проковування середніх шарів.

При зварюванні чавуну низьковуглецевими електродами загального тхгзкзчення найбільш слабке місце звареного з'єднання - навколошовная зона в сплавки. Крихкість цієї зони й наявність у ній тріщин нерідко уводять до відшаровування шва від основного металу. Для збільшення чпшості звареного з'єднання, коли до нього не пред'являється інших вимог наприклад, при ремонті станин, рам, кронштейнів і інших несучих елементів

товстостінних конструкцій), застосовують сталеві шпильки, які частково розвантажують найбільш слабку частину звареного з'єднання - лінію сплавки.

Шпильки мають різьблення, їх ввертають у тіло зварюється деталі, що. Розміри шпильок звичайно залежать від товщини деталей, що зварюються. Практикою встановлені наступні рекомендації: діаметр шпильок 0,3...0,4 товщини деталі, але не більше 12 мм; глибина укрупчування шпильок 1,5 діаметра їх, але не більше половини товщини деталей, що зварюються; висота виступаючої частини 0,75...1,2 діаметри шпильки. Шпильки розташовують у шаховому порядку на скошених крайках деталей і в один ряд на поверхні деталі з кожної сторони стику, причому відстань між ними повинне бути дорівнює 4...6 діаметрів шпильки.

Зварювання виконують у наступному порядку. Спочатку обварюють кожну шпильку й облицьовують поверхні крайок електродами діаметром 3 мм на малих струмах. Потім на облицьовані крайки й шпильки наплавляють валики й остаточно заповнюють оброблення.

При зварюванні деталей з товстими стінками для зменшення кількості наплавленого металу рекомендується в шов вварювати зв'язку із круглої або смугової сталі. Для втримання розплавленого металу шва рекомендується заформувати тріщину. Для зниження вмісту вуглецю в металі шва запропоновано виконувати зварювання по шарі флюсу, що містить до 30 % залізної окалини (наприклад: бури 50 %, каустичної соди 20 %, залізної окалини 30 %).

Вуглець, що попадає у зварювальну ванну, у високотемпературній її частині активно окисляється й виводиться. У результаті концентрація вуглецю до моменту затвердіння зварювальної ванни знижується. Твердість металу шва зменшується, деформаційна здатність зростає.

Однак для більше повного ефекту випалювання вуглецю необхідно застосовувати режими зварювання, що характеризуються щодо великою

погонною енергією, що, однак, негативно позначається на навколошовній зоні: У ній утворюються значні по розмірах ділянки відбілювання й загартування, що приводять до утворення тріщин. При зварюванні чавуну з досить високим змістом елементів-графітизаторів при невеликій товщині стінки деталей, що зварюються, можна одержати позитивні результати частковою релаксацією зварювальних напруг, що знижує ймовірність утворення тріщин у зоні термічного впливу. Для зварювання чавуну використовують мідно-залізні, мідно-нікелеві й залізонікелеві електроди. Існує кілька типів мідно-залізних електродів:

Мідний стрижень із обгорткою з жерсті товщиною 0,25...0,3 мм, що у вигляді стрічки шириною 5...7 мм навивають на стрижень по гвинтовій лінії. На електрод наносять іонізуюче товсте покриття. Або електрод зі стрижнем, виготовленим з комбінованого дроту, що представляє собою сердечник сталевого дроту, щільно за пресований у мідну трубку.

Може бути також і інший варіант: мідний стрижень зі сталеву оболонкою. У всіх різновидах зміст заліза в наплавленому металі не повинне перевищувати 10... 15 %, тому що в протилежному випадку у шві утворюються (у великій кількості) дуже тверді включення заліза з високим змістом вуглецю, що погіршують оброблюваність і знижують пластичність шва.

Пучок електродів, що складає з одного або двох мідних стрижнів і сталевого електрода із захисним покриттям будь-якої марки. Пучок зв'язують у чотирьох-п'яти місцях мідним дротом і на кінці, що вставляється в електродотримач, прихоплюють для надійного контакту між всіма стрижнями.

Найбільш зроблені із числа мідно-залізних електродів - електроди марки ОЗЧ-1, що представляють собою мідний стрижень діаметром 4...5 мм, на який нанесене покриття, що складається із сухої суміші покриття УОНИ-13 (50 %) і залізного порошку (50 %), замішених на рідкому склі.

Мідно-залізний сплав у шві виходить також при зварюванні мідними електродами по шарі спеціального флюсу, що складається із прожареної бури (50 %), каустичної соди (20 %), залізної окалини (15 %) і залізного порошку (15 %). Флюс насипають шаром товщиною близько 10 мм, розплавляють дугою; далі в міру перемішування дуга горить між мідним електродом і розплавленим флюсом.

Зварювання мідно-залізними електродами всіх типів варто виконувати таким чином, щоб не допускати сильного розігріву деталей, що зварюються: на мінімально можливих струмах, що забезпечують стабільне горіння дулі, короткими ділянками врозкид, з перервами для охолодження деталей, що зварюються.

Більше вдалим виявився інший шлях. У метал шва вводять сильний карбідугворювач -ванадій. У цьому випадку в основному утворюються карбіди ддоого елемента, що не розчиняються в залізі й мають форму мілкодисперсних ""зйтдзіх включень. Металева основа при цьому виявляється знеуглецьованою • досить пластичною. Прикладом можуть служити електроди марки ЦЧ-4 зі стрижнем з низьковуглецевого дроту марок Св-08 або Св-08А і покриттям ^вступиото состава: мармур 12 %, плавииковий шпат 16 %, феррованадий 66 %, з^ссилецй 4 - і. поташ 2 %, рідке скло 30 % маси сухої суміші.

Метал наплавлений цими електродами, має наступний состав: до 0,15 %З; до 0,6%Si^ 0,5 % Мп: 8,5...0,5 % V; сірки й фосфору до 0,04 % кожного.Цими електродаи спочатку облицьовують крайки на малих струмах.

Зварювання виконують паралельними валиками з перекриттям кожного половину його ширини. Після 2-го шару силу струму збільшують 15..20 %; остаточно оброблення заповнюють електродами УОНИ-13/45.

Область застосування таких електродів - зварювання ушкоджених деталей казарка дефектів у виливках із сірого й високоміцного чавуну. Якщо буде потреб» можна також зварювати з'єднання сірого й високоміцного чавуну зі —ІЛЛЮ Зварені з'єднання, виконані цими електродами, мають

задовільну міцність, щільність і досить високу міцність. До способів, що її забезпечують одержання в наплавленому металі низковуглецевої сталі, можна віднести механізоване зварювання короткими ділянками електродним дротом марок Св-08ГС або Св-08Г2С діаметром 0,8 ... 1 мм у вуглекислому газ; Сила зварювального струму становить 50...75 А, напруга дуги 18...21 В, швидкість зварювання 10... 12 м/год .

Тема 7. Зварюваність алюмінію та його сплавів

Проблеми зварювання алюмінію та його сплавів. Можна відзначити такі основні труднощі металургійного характеру, що з'являються при зварюванні алюмінію та його сплавів:

1. Необхідність видалення тугоплавкою та щільної окисної плівки.
2. Підвищена схильність металу до утворення пір
3. Знижена стійкість металу до утворення кристалізаційних тріщин.

Крім того, є труднощі, пов'язані з тепловим впливом на основний метал. До них відносяться істотні зміни властивостей металу в зоні термічного впливу для ряду сплавів алюмінію; підвищений коефіцієнт лінійного розширення, велика теплопровідність і теплоємність металу, що сприяють розвитку значної деформації останнього в процесі охолодження.

Алюмінієві сплави використовують у зварених конструкціях різного призначення. Основними достоїнствами їх як конструкційних матеріалів є мала щільність, висока питома міцність, висока корозійна стійкість. Чистий алюміній, у виді низької міцності, для виготовлення конструкцій використовують і окремих випадках у хімічній, харчовій і електротехнічній промисловості. Алюміній високої чистоти застосовують у галузях нової техніки, у тому числі при виробництві напівпровідників. Як конструкційні матеріали в основному використовують напівфабрикати з алюмінієвих сплавів. По показниках

відносини міцності й плинності до щільності високоміцні алюмінієві сплави значно перевершують чавун, низкоуглеродистые й низьколеговані сталі, чистий титан і уступають лише високолегованим сталям підвищеної міцності й сплавам титана .

Алюмінієві сплави розділяють на ливарні й деформируемые по межі розчинності елементів у твердому розчині (рис 21).

У зварених конструкціях в основному використовують напівфабрикати (аркуші, профілі, труби й ін.) з деформируемых сплавів. Концентрація легуючих елементів деформируемых сплавів менше межі розчинності, і при нагріванні ці сплави можуть бути переведені в однофазний стан, при якому забезпечується їх висока деформаційна здатність.

Більшість елементів, що входять до складу алюмінієвих сплавів, має обмежену розчинність, що змінюється з температурою. Це повідомляє сплави здатність упрочнятися термічною обробкою. У зв'язку із цим деформируемые сплави розділяють на сплави, не упрочняемые термічною обробкою (з концентрацією легуючих елементів нижче межі розчинності при 20° С), і сплави, упрочняемые термічною обробкою (имеющие концентрацію легуючих елементів понад цю межу).

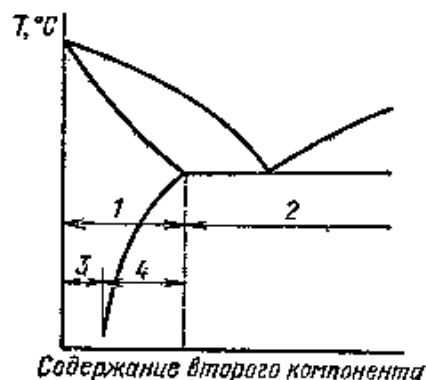


Рис.21. Класифікація алюмінієвих сплавів по бінарній діаграмі:

1 - деформируемые; 2 - ливарні; 3 - деформируемые, не упрочняемые термічною обробкою; 4 - деформируемые, упрочняемые термічною обробкою.

До деформуємих сплавів не упрочняємих термічною обробкою, ставляться технічний алюміній АД0, АД1, алюмінієво-марганцевий сплав АМц (Al+1,3% Mn) і група сплавів системи Al-Mg: АМг1, АМг2, АМг3. У зварених з'єднаннях ці сплави здатні зберігати до 95% міцності основного металу при високій пластичності й високій корозійній стійкості.

Термічно упрочняємих деформуємих алюмінієві сплави можуть бути розділені на кілька груп.

I. Дюралюміній - сплави на основі системи Al-Cu-Mg: Д1, ДШ, Д19, ВД17, М40, Д18.

II. Авіачи - сплави на основі системи Al-Mg-Si і Al-Cu-Mg-Si: АВ, АД31, АД33, АД35, АК6, АК6-1, АК8.

III. Сплави на основі системи Al-Cu-Mg-Fe-Ni: АК2, АМ, АК4-1.

IV. Сплави на основі системи Al-Cu-Mn: Д20, Д21 і ВАД-23 (Al-Cu-Mn-Li-Cd).

V. Сплави на основі системи: Al-Zn-Mg-Cu: В93, В95, В96, В94.

VI. Сплави на основі системи Al-Mg-Zn: В92, АЦМ.

VII. Сплави на основі системи Al-Mg-Li: 01420

У сплавах АМц Марганець в основному входить у твердий розчин. Внаслідок часткового розпаду при переділі утворює інтерметаллід (Mn, Fe) Al₆, домішка кремнію входить у з'єднання типу (FeMn)₃Si₂Al₁₅, (AlFeMn). Основний упрочняючий компонент - твердий розчин марганцю в алюмінії. Середній показник міцності чистого по домішках відпаленого металу - 110 МПа. За рахунок незначної нагартовки й домішок розрахункове значення межі міцності сплаву АМцсм становить 120 МПа, $\sigma_{0,2} = 65$ МПа. Відносне подовження при переході стану М к 2Н знижується від 30 - 40 до 11 - 12%. Більший, ніж для марганцю, рівень зміцнення металу значно легше досягається при легуванні алюмінію магнієм або сполученням магнію й марганцю[3].

В Al-Mg-(Mn) сплавах, магній - основний легуючий компонент

великої групи сплавів подвійних і потрійних систем: Al – Mg, Al – Mg – Mn, Al – Mg – Si, Al – Zn-Mg і др. Максимальна концентрація магнію у твердому розчині становить 17,4 % при 450 °С.

Зі зниженням температури розчинність падає й при кімнатній становить 1,4 %. У системі Al – Mg найбільш близьке до алюмінію з'єднання -фаза -Mg₅Al₈. Зустрічається також менш точна формула - Mg₂Al₃. З'єднання Mg₅Al₈ вступає із твердим розчином алюмінію в евтектическую реакцію при 449 °С. Евтектическая крапка - приблизно 34 % Mg. Виділення ?-фази у вигляді евтектики спостерігаються на сплавах з 3 - 6 % Mg. Домішки заліза, кремнію в марганцю дають ті ж з'єднання, що й в Амц. У невеликих кількостях марганець корисний, тому що він додатково упрочняє Al-Mg сплав, тому він уводиться в багато вітчизняних і закордонних марок.

При легуванні твердого розчину магній досить істотно упрочняє алюміній. Відповідні показники для Al-Mg сплавів наведені в табл. 1.

З метою підвищення межі міцності й особливо границі текучості вводиться також нагартівка. Нагартівка сплаву Амг6 на 20 і 30 % підвищує значення $\sigma_{0.2}$ відповідно на 75 і 100 %. При цьому відносно подовження знижується на 50 і 60 %. Для алюмінієво-магнієвих сплавів парадоксальним представляється та обставина, що тут не застосовуються деформируемые сплави з більше високим, чим в Амг6, змістом магнію, тому що кожний його відсоток у твердому розчині збільшує межу міцності приблизно на 30 МПа. Відбувається це тому, що сплави, що містять більше 6 % Mg, схильні до корозії під напругою, крім того,; при зварюванні плавленням, особливо при дуговий електродом, що плавиться, і електронно-променевої, істотно збільшується випар магнію. У результаті, наприклад, при зварюванні електродом, що плавиться, зі сплаву Амг7 у метал шва надходить майже стільки ж магнію, скільки із дроту Амг6.

Таблиця 1. - Механічні властивості Al-Mg сплавів

Марка сплаву	Напівфабрикат	Стан після термообробки	Q _B , МПа	Q _{0.2} , МПа	Q, %
AMg2M	Аркуші	Отожжений	196	100	23
AMg2Hc	»	Нагартованый	29,5	24,2	10,2
AMg2 (1/2h)	»	Полунагартованый позированный	27,5	23,0	12,6
AMg3M		Ріпалений	214	107	20
AMg6M		»	294	147	20
AMg6M		»	335	165	20
AMg6H		Нагартованный на 20% %	380	29	10
AIIG6HH		Нагартованный на 20% %	420	0	340
AM16M	Пласти 12—25 мм	Ріпалений	304	147	11
AMg6M	» 25—30 мм	»	294	137	6
AMg6M	* 50—80 мм	«	275	127,	4
				5	

Негативний вплив на механічні властивості Al-Mg сплавів робить натрій у мізерно малих кількостях. Розчинність його в рідкому алюмінії при 659°C не перевищує 0,15 % в евтектической крапці, а у твердому металі падає нижче 0,0025 %. У присутності кремнію натрій дає з'єднання (NaAl)Si₂. За участю цього з'єднання можлива потрійна евтектика з температурою плавлення 567 – 572°C. Інше можливе з'єднання-NaSi₄Al. З ростом змісту магнію вище його межі розчинності (2 %) і внаслідок більшої спорідненості його до кремнію, чим натрію, утвориться силіцид магнію Mg₈₁ (температура плавлення 1087 °C). При співвідношенні Mg:Si < 1,73 поряд із силіцидом магнію ще зберігається потрійне з'єднання NaSi₄Al. При більшому співвідношенні потрійне з'єднання повністю руйнується з вивільненням натрію (температура плавлення 97°C), що розташовується по границях зерен. Внаслідок цього міцність сплаву різко знижується й зростає його горячеломкость.

Серед технологів, не знайомих з виробництвом алюмінію, існує подання про те, що режим термообробки не має значення для властивостей термічно неупрочняємих сплавів. Це подання досить неточно. Al-mg сплави поставляються споживачеві у відпаленому стані. Отжиг їх полягає в

нагріванні, витримці при цій температурі й охолодженні на повітрі .

Якщо потрібно одержати більше високу пластичність, чим у сплаву АМгб, то після нагрівання й витримки при температурі отжига производят. загартування водою, а не охолодження на повітрі. При такому термічному циклі відбувається більше повне розчинення (3-фази на етапі нагрівання й витримки й максимальне збереження пластичного твердого розчину, що частково розпадається в процесі охолодження на повітрі. Підвищення пластичності сплаву АМг2 з різним рівнем нагартовки досягнуто шляхом введення стабілізуючого отжига після прокатки. Він полягає в нагріванні до 140— 150, 200—230, 230—240 °С п витримці протягом 1 год нагартованного, полунагартованного й чверть нагартованного матеріалу відповідно.

В Al-Mg-Si - сплавах, основний упрочнюючої фазою є силіцид магнію (Mg_2Si). При співвідношенні масових часток $Mg:Si = 1,73$ всі сплави будуть перебувати у квазибінарній системі Al - Mg_2Si і містити тільки Mg_2Si на тлі алюмінію, якщо не вважати інших домішок (Fe, Cu, Mn, Cr). Сумарний зміст легуючих елементів не перевищує 2 %, що обумовлює високу пластичність і корозійну стійкість сплавів даної системи. До квазибінарній системи ставляться сплави АД31 і АД35. Надлишковий кремній виділяється у вигляді самостійної фази (сплави АВ і АД33). У випадку надлишку магнію весь кремній зв'язаний у силіциді магнію й, крім того, створюється р-фаза – Mg_5Al_8 . При нагріванні до 540 °С у всіх розглянутих сплавах - АВ, АД31, АД33 (крім АД33) - фази Mg_2Si і Si переходять у твердий розчин і можуть бути піддані загартуванню охолодженню водою або повітрям. Інтервал температур під загартування 520 – 540 °С. Потім сплави даної системи можуть бути штучно або природно состарени.

Старіння сплаву починається з утворення сферичних часток - зон Гинье - Престогону (ГП). При штучному старінні дуже незабаром ці частки здобувають голчасту форму. Вони виростають у довжину до 16 - 200 нм і в діаметрі від 1,5 до 6,0 нм. Число часток $2 \cdot 10^3 - 3 \cdot 10^3$ в 1 мм . При наступному

росту частки стають циліндричної й пластинчастої форми.

Якщо між загартуванням і штучним старінням створюється значний проміжок часу, протягом якого протікає природне старіння, то при наступному штучному старінні досягається рівень, що, міцності знижується внаслідок того, що при нагріванні під цей вид старіння спочатку відбувається «повернення» і, отже, часткове разупрочнення, а потім штучне зміцнення, але при меншому числі упрочнюючих часток. Найбільший приріст міцності дає штучне старіння безпосередньо після загартування. Оптимальний ефект штучного старіння виходить при 160—170 °С у плин 12—15 ч.

При розриві між загартуванням і штучним старінням до 15 доби зниження рівня міцності становить 20 - 30 МПа. Типові механічні властивості авіалея наведені в таб. 1.2. Сплав АД31 не містить марганцю, не викликає прес-ефекту. Тому властивості його в аркушах і в прес-профілях однакові. Авіачи привертають увагу металургів легкої пресуємостью, але відрізняються підвищеною схильністю до утворення гарячих тріщин.

У дуралюминах (Al - Cu - Mg)- домішки Fe, Mn, Si ведучий легуючий елемент – мідь, максимальна розчинність якої при відсутності інших домішок 5,7 % при 547 °С. При кімнатній температурі розчинність міді падає до 0,05 %. Для збереження міді у твердому розчині в максимальній кількості застосовують загартування швидке охолодження зі швидкістю 104 – 106 ДО/с. При повільному охолодженні, наприклад, при виливку в піщану форму, мідь іде із твердого розчину з утворенням великих включень інтерметаллида 6-фази CuAl₂ в алюмінієвій матриці. Такий вилівок порівняно малопрочна. При наявності домішок магнію й марганцю розчинність міді трохи знижується. Твердий розчин міді в алюмінії нестійкий. Навіть при кімнатній температурі він розпадається з утворенням зон ГП. По сучасній моделі зони ГП1 містять один – два шари міді на алюмінієвій матриці. Зони виростають до певних розмірів залежно від температури. При кімнатній температурі – до товщини $(30 - 70) \cdot 10^{-1}$ нм, при температурі 77 – 127°С діаметр їх становить

(100 – 150) • 10⁻¹ нм. У сплаві, що містить 4 % Cu, при кімнатній температурі втримується 1014 – 1015 зон ГП на 1 мм³, а відстань між ними становить 2 – 4 нм. Виділення зон супроводжується зміцненням матеріалу й зниженням його пластичності. При нагріванні створюються зони ГП2, Θ- і Θ'-фази. Останні дві стадії з'являються при температурі вище 227 і 277°C відповідно. Зони ГП1 при температурі вище 227°C, а зони ГП2 – вище 327°C не утворюються. Повернення для даної групи сплавів відбувається при нагріванні до 177°C, коли Θ- і Θ'-фази ще не утворюються, а зони вже розчинилися. Він супроводжується разупрочненням матеріалу й допускає деформацію його до необхідної форми. При подальшому вилежуванні - повторному природному старінні - матеріал знову упрочнюється[2].

При наявності домішок состав зон ГП і відповідно, що виділяються фаз, ускладнюється. Тут з'являються інтерметаллиди CuMgAl₂, Cu₂Mn₃Al₂₀, CuMg₄Al₆ і ін. Крім того, залізо й кремній також дають зазначені вище інтерметаллиди. Після міді магній є другим провідної упрочнюючим елементом у дуралюмінах. У багатьох сплавів даної системи найбільш високі механічні властивості досягаються не при природному, а при штучному старінні.

Таблиця 1.2. - Механічні властивості авіалея.

Марна сплав у	Напівфабрикат	Характер старіння	σ _h МПа	σ _{0,2} МПа	Σ %
АВ	Аркуші	Природне	235	155	20
	»	Штучне	325	245	14
	Прес-форми	Природної	255	195	15
	»	Штучне	370	295	12
ПЕКЛЮ 31	Аркуші п прес-форми	Природне	465	90	22
	Те ж	Штучне	235	185	12

Al-Zn-Mg-(Cu) через найбільш високу розчинність у твердому розчині цинку й магнію сплави системи Al-Zn-Mg-(Cu) мають найбільш високі механічні властивості після повного циклу термічної обробки. Максимальна

розчинність цинку при 443°C становить 70 %. Спроби застосування деформуємих сплавів з високим змістом цинку й магнію безуспішно вживали ще на початку століття через високий рівень корозії під напругою. Вона зв'язана із суцільною сіткою інтерметаллідів, що виділяються по границях зерен. У сучасних зварюваних сплавах, що, сумарний зміст цинку й магнію не перевищує 6-6,5 %. При більшому співвідношенні цих елементів сплав прочнее, але більше схильний до корозії, а при зворотному співвідношенні корозійна стійкість підвищується, а міцність знижується.

Пересичений твердий розчин у цих сплавах зберігається при порівняно малих швидкостях охолодження з високих температур на повітрі («самозагартовування»). Таким чином, після зварювання в з'єднанні зберігається пересичений твердий розчин, у якому при наступному природному старінні відбудеться зміцнення матеріалу.

У результаті старіння послідовно утворюються зони ГП1, ГП2, η' , η і Т-Фази ($Mg_3 Zn_3 Al_2$), за іншим даними - $Mg_3 Zn Al_{24}$.

Природне старіння даних сплавів протікає дуже повільно. Основний приріст міцності відбувається протягом 1 мес, а потім міцність підвищується на 10-15 МПа протягом 3 - 5 років без помітного зниження пластичності.

У випадку штучного старіння оптимальний режим східчастий. Для сплаву 1915 загартування від 450 – 460°C: 1-я щабель - - при 95—105 °C у плин 24 год, 2-я щабель - 170—180°C у плин 4ч. У готовому звареному з'єднанні 2-я щабель - 145—155°C у плин 5-10 ч.

Створення сучасних аерокосмічних апаратів вимагає нових, більше ефективних матеріалів. Вишукування таких матеріалів пов'язане з рішенням проблеми зварювання алюміній-літєвих сплавів, які в порівнянні із традиційними алюмінієвими сплавами мають поліпшені експлуатаційні характеристики й дозволяють істотно полегшити конструкцію.

Як показали багаторічні дослідження в лабораторних і еремурах умовах, найбільш перспективними виявилися сплави трьох систем легування Al - Mg - Li, Al - Cu - Li, Al - Cu - Mg - Li. У цей час промисловість робить із

цих сплавів аркуші, плити, штамповані й екструдированні заготівлі різноманітних форм і розмірів для використання їх у зварених конструкціях авіаційної й ракетно - космічної техніки.

Успішне впровадження нових матеріалів у промисловому виробництві зазначених конструкцій значною мірою залежить від можливості одержання равнопрочних і герметичних з'єднань різними методами зварювання плавленням, у першу чергу електричною дугою й електронним променем.

Загальною особливістю всіх алюмінієвих сплавів з літєм є підвищена схильність до утворення грубої пористості у швах, що викликано більшим змістом газообразуючих з'єднань у поверхневих шарах напівфабрикатів. Тому при зварюванні таких сплавів у першу чергу необхідно запобігти утворенню надмірної пористості. Відповідно до результатів ряду досліджень . газові пори з'являються при нагріванні н оплавленні алюміній-літєвих сплавів. Найчастіше вони зосереджені в нижній частині шва. Особливо це помітно у випадку, коли ступінь проплавлення пластин недостатня для інтенсивного перемішування рідкого металу у зварювальній ванні. Використання пульсуючої дуги при зварюванні електродом, що не плавиться, дозволяє частково усунути пористість у металі шва. Для цього застосовують спеціальні джерела різнополярного пульсуючого струму .

Практично повного усунення пористості швів можна досягти при комплексному використанні методів механічного очищення поверхні зварюється заготовки, що, і ефективної дегазації зварювальної ванни . З урахуванням причин і механізму порообразовання при дуговому зварюванні алюміній-літєвих сплавів в ИЭС ім. Е. О. Патона розроблені наступні технологічні рекомендації зі зменшення пористості зварених з'єднань:

- видалення поверхневого шару крайок, що зварюються, на глибину до 0,2 мм шляхом механічного шабрування, електрохімічного травлення та ін.;

- зміна фазового состава хімічних сполук у поверхневому шарі і його дегазації за допомогою попередньої термовакуумної обробки заготівель, що зварюються;

– інтенсифікація процесів перемішування металу зварювальної ванни з метою створення сприятливих умов для дегазації розплаву, наприклад при зварюванні пульсуючою дугою.

Інша проблема, що виникає при зварюванні алюміній - літєвих сплавів, полягає в запобіганні їхньої схильності до утворення при зварюванні гарячих тріщин у металі шва, які, як правило, мають межкристаллитний характер .

Рішенню цієї проблеми приділяється значна увага дослідників . У цей час намітилися сприятливі перспективи, що обумовлюються використанням спеціально розроблених досвідчених зварювальних дротів. Достоїнства нових зварювальних матеріалів складаються в перукарка змісті основних легуючих компонентів, у наявності ефективних добавок модифікаторів, включаючи цирконій, скандій і інші елементи, а також в обмеженій кількості шкідливих домішок кремнію, натрію, кальцію. Значного зниження горячеломкости швів можна досягти при зварюванні сплавів системи Al-Mg-Li з досвідченою присадкою типу СвАМг63-0,3 % .

Для підвищення тріщиностійкості металу шва при зварюванні алюміній - літєвих сплавів були випробувані присадочні дроту різних систем легування: Al-Cu, Al-Si, Al-Cu-Si, Al-Cu-Mg. У результаті комплексного дослідження зварених з'єднань із використанням зразків типу Хоулдрокфта було встановлено, що схильність сплаву Al-3Cu-Li до утворення гарячих тріщин може бути істотно зменшена, якщо довести зміст міді у шві до 6...7 % шляхом застосування присадки зі сплаву з підвищеним змістом міді .

Випробування на пробах «риб'ячий кістяк» зварених з'єднань системи Cu-Mg-Li, показали що найбільш ефективними присадками є високолеговані сплави, що містять у якості основних легуючих компонентів мідь і кремній, а також добавки деяких модифікаторів.

Наступною проблемою при зварюванні розглянутих сплавів є необхідність підвищення міцності й в'язкості руйнування зварених з'єднань,

особливо при дугових способах зварювання. У випадку використання електроннолучевої зварювання, що характеризується меншим тепловложением у порівнянні з дуговими способами, успішнее вирішується завдання одержання високоякісних з'єднань без пористості, гарячих тріщин і значного разупрочнення металу в зоні зварювання. Міцність електроннолучевих зварених з'єднань звичайно на 10...15 % вище, ніж при дугових способах, що обумовлено утворенням у цьому випадку мелкокристаллической структури у шві й зоні сплавки. Слід зазначити також, що при ЕЛС ступінь разупрочнення основного металу й довжина зони термічного впливу істотно менше, ніж у з'єднань, отриманих аргонодуговою зварюванням електродом, що не плавиться.

Перегрів металу в зоні термічного впливу може бути істотним при використанні ручного дугового зварювання. У цьому випадку внаслідок утворення мікро дефектів у границі сплавки відбувається значне разупрочнение звареного з'єднання.

Проте коефіцієнт міцності з'єднань алюміній -літєвих сплавів становить 0,6...0,7, що набагато вище, ніж при зварюванні інших термічно упрочняємих сплавів .

Недоліком алюміній - літєвих сплавів у порівнянні з іншими термічно упрочняємих сплавами є підвищена крихкість металу в зоні сплавки або, інакше кажучи, підвищена чутливість до концентраторів напруг. Випробування на розтягання зразків з надрізами й усталостной тріщиною показали [16], що при збільшенні ступеня гостроти концентратора напруги (від 0,25 мм, тобто радіуса механічного надрізу, до усталостной тріщини) значення критичного коефіцієнта інтенсивності напруг алюміній -літєвих сплавів і їхніх зварених з'єднань зменшуються на 40...55 %. Це зв'язано зі схильністю розглянутих сплавів до локалізації деформації. Доведено також, що в'язкість руйнування алюміній - літєвих сплавів і їхніх зварених з'єднань залежить від виду й швидкості нагруження.

Виявлено охрупчивание основного металу сплавів системи Al-Mg-Li і

їхніх зварених з'єднань в умовах дуже низьких температур, що не дозволяє використовувати даний сплав у конструкціях криогенного встаткування. У той же час у сплаву Al-3Cu-2Li у цих умовах не спостерігається зниження показника в'язкості руйнування, як в основному металі, так і у зварених з'єднаннях. Значення показників міцності й номінального руйнівного напруження, а також відносного подовження у всім температурному діапазоні підвищуються.

Як бачимо, розглянуті проблеми зварювання алюміній - літєвих сплавів досить складні. Проте, у цей час більшість із них уже вирішені. Інші технологічні труднощі можуть бути дозволені за рахунок оптимізації хімічного складу основного металу й зварювальних дротів, застосування більше ефективних мікродобавок з метою модифікації структури литого й деформованого металу. Так, наприклад, поліпшення характеристик зварюваності й підвищення міцності зварених з'єднань алюміній - літєвих сплавів можуть бути досягнуті шляхом введення скандію не тільки в присадочний матеріал, але й в основний метал. Про це свідчать дані, отримані на сплавах 1420 і 1421 системи Al-Mg-Li . В останньому кількість скандію становило не більше 0,15 %, але при цьому відзначалося здрібнювання мікроструктури у швах і відсутність рекристалізації в зоні термічного впливу.

Металургійні особливості зварювання алюмінію і його сплавів визначаються взаємодією їх з газами навколишнього середовища, інтенсивністю випару легуючих елементів, а також особливостями кристалізації в процесі зварювання .

Коефіцієнт теплового розширення окісної плівки майже в 3 рази менше коефіцієнта розширення алюмінію, тому при нагріванні металу в ній утворюються тріщини. При наявності в алюмінії легуючих добавок состав окісної плівки може істотно мінятися. Виникаюча складна окісна плівка в більшості випадків є більше пухкої, гігроскопичной і має гірші захисні властивості. Окісна плівка на поверхні алюмінію і його сплавів утрудняє

процес зварювання. Маючи високу температуру плавлення окісна плівка не розплавляється в процесі зварювання й покриває метал міцною оболонкою, що утрудняє утворення загальної ванни. Внаслідок високої адсорбційної здатності до газів і пар води окісна плівка є джерелом газів, що розчиняються в металі, і непрямою причиною виникнення в ньому несплошностей різного роду. Частки окісної плівки, що потрапили у ванну, а також частина плівок з поверхні основного металу, не зруйнованих у процесі зварювання, можуть утворювати окісні включення у швах, що знижують властивості з'єднань і їхня працездатність.

Для здійснення зварювання повинні бути вжиті заходи по руйнуванню й видаленню плівки й захисту металу від повторного окислювання. Із цією метою використовують спеціальні зварювальні флюси або зварювання здійснюють в атмосфері інертних захисних газів. Внаслідок великої хімічної міцності з'єднання Al_2O_3 відновлення алюмінію з окислу в умовах зварювання практично не можливо. Не вдається також зв'язати Al_2O_3 у міцні з'єднання сильною кислотою або підставою. Тому дія флюсів для зварювання алюмінію засновано на процесах розчинення й змивання диспергированной окісної плівки розплавленим флюсом. В умовах електродугового зварювання в інертних захисних газах видалення окісної плівки відбувається в результаті електричних процесів, що відбуваються в катода (катодне розпилення). У цих умовах виникає необхідність підвищення вимог до якості попередньої обробки деталей перед зварюванням з метою одержання тонкої й однорідної плівки по всій поверхні й засмічування ванни окислами необхідно застосовувати захисний газ високої чистоти.

Водень, на відміну від інших газів, має здатність розчинятися в алюмінії й за певних умов утворювати пори в металі швів.

Розчинність водню в алюмінії змінюється при різних температурах (Рис 22.). Концентрація розчиненого в металі водню $[H]_p$ залежить від тиску P_{H_2} молекулярні водні, що перебуває в їм у рівновазі:

$$[H]_p = K \sqrt{PH_2} e^{-\frac{Q}{2RT}} \quad (1.1)$$

де Q - молярна питома теплота розчинення водню в металі, кал/моль;

R - універсальна газова постійна, кал / (моль-до);

K - константа, що залежить від температури.

У реальних умовах парціальний тиск молекулярного водню в газовій фазі дуги мізерно мало. Тому основним джерелом водню, що розчиняється у зварювальній ванні, є реакція взаємодії вологи, що втримується в окисній плівці, з металом:



У результаті протікання цієї реакції концентрація атомарного водню в поверхневому шарі атмосфери, що контактує з металом, може відповідати великому тиску молекулярного водню, що перебуває в рівновазі з металом. Тому при наявності пар води в зоні ванни концентрація розчиненого в металі водню може виявитися набагато більше рівноважною. При охолодженні розчинений водень у зв'язку зі зниженням розчинності прагне виділитися з металу. Міхури водню, що виділяється, не встигаючи спливати з ванни, залишаються у шві, образуя пори.

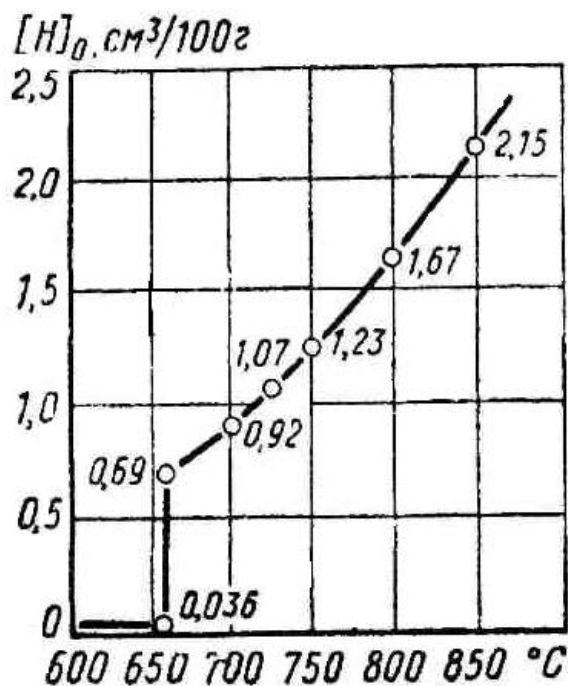


Рис.22. – Зміна розчинності водню в алюмінії при різних температурах і парціальному тиску $P_{H_2} = 0,1$ МПа

Відомо, що алюмінієво-магнієві сплави, що містять вище 4 - 5% Mg, мають підвищену схильність до пористості при зварюванні .

Причини своєрідного поведіння сплавів цієї системи довгий час не вдавалося з'ясувати. Спроби пояснити підвищену чутливість до пористості сплавів цієї групи більшим інтервалом їхні кристалізації малопереконливі хоча б тому, що сплави інших систем (Al-Cu; Al-Si) з таким же інтервалом кристалізації не проявляють настільки високої чутливості до пористості при зварюванні.

Виникнення пористості при зварюванні сплаву АМгб важко пояснити з позиції зародження в розвитку пор, прийнятих для алюмінію і його сплавів, що не містять магній. Питання про умови утворення пор при зварюванні сплавів цієї групи в справжній роботі розглянутий на прикладі широко застосовуваного в промисловості сплаву АМгб.

Зародження й розвиток пор у металі швів при зварюванні, у загальному випадку, можливо на різних стадіях нагрівання й охолодження металу. Залежно від моменту виникнення й умов розвитку пор міняється їхній зовнішній вигляд.

Пори, що виникли в рідкому металі, розвиток яких закінчується до моменту початку кристалізації. Звичайно мають правильну сферичну форму (наприклад, пори в металі швів при зварюванні чистого алюмінію). Якщо розвиток пор тривало до завершальних стадій кристалізації в результаті дифузії в них газу, пори здобувають кутасту форму. Пори, що виникають у сплавах у частково, що закристалізувався металі, можуть мати неправильну форму розгалужених каналів, що відповідає характеру включень легкоплавкої фази, що кристалізується в останню чергу. Пори, що виникли у твердому металі в результаті збільшення в обсязі усадочних микронесплошностей газом, що дифундує в них, можуть виявлятися у вигляді скупчення рыхлот.

У металі швів, отриманих при зварюванні сплаву АМгб, зустрічаються несплошності декількох видів: макро- і мікропори правильної сферичної форми, що виникли й розвивалися в рідкому металі зварювальної ванни; мікропори кутастої форми, що виникли, очевидно, у рідкому металі й кристалізації, що розвивалися до завершення стадій; микронесплошності неправильної форми з оплавленою гладкою поверхнею, що мають вид розгалужених каналів, виникнення яких можливо в частково, що закристалізувався металі; микронесплошності неправильної форми, що мають вид скупчення рихлот, що зустрічаються в металі швів і в металі околешовної зони. Наявність зазначених видів несплошностей свідчить про те, що на відміну від алюмінію зародження їх і розвиток при зварюванні сплаву АМгб відбувається на різних стадіях розплавлювання й кристалізації металу шва. Додатки магнію до алюмінію збільшують розчинність водню в сплаві. Для алюмінієво-магнієвих сплавів розчинність водню при різних температурах може бути підрахована по рівнянню

$$\lg [H] = -\frac{A}{T} + B + \frac{1}{2} \lg p h_2 \quad (1.3)$$

Для сплаву з 6 % Mg $A = 2620$; $B = 1,574$. При температурі 630°C (початок кристалізації сплаву АМгб) і рівноважному тиску водню $p_{H_2} = 0,1 \text{ Мпа}$. Розчинність водню в сплаві АМгб виявляється близької до $1,3 \text{ див}^3 / 100 \text{ г}$ метали.

Якщо припустити, що утворення міхурів у сплаві АМгб відбувається так само, як і в чистому алюмінії, тобто в результаті виділення водню з рідкого металу при охолодженні, то для виникнення міхурів концентрація розчиненого у ванні водню повинна перевищувати цю величину ($1,3 \text{ див}^3 / 100 \text{ г}$), тобто бути майже в 2 рази більше, ніж у випадку чистого алюмінію.

Зміст водню, розчиненого в металі швів, отриманих при зварюванні сплаву АМгб, у широкому діапазоні режимів у більшості випадків перевищує $0,5 - 0,6 \text{ див}^3 / 100 \text{ р}$. Ці результати, а також характер швів, що виявляються в металі, несплошностей, дозволяють припустити, що утворення пор при

зварюванні сплаву АМгб відбувається інакше, чим при зварюванні алюмінію й сплавів, що не містять магній.

Проведені орієнтовні розрахунки показують, що в сплавах алюмінію магній окисляється рівною мірою з основою сплаву при зміні його в сплаві в частках відсотка. У зв'язку із цим на поверхні алюмінієво-магнієвих сплавів можна чекати появи складної окисної плівки. Що складається з окислів алюмінію й магнію й магнезійної шпінелі ($\text{Al}_2\text{O}_3 \times \text{MgO}$). Зміст окислів магнію в плівці може змінюватися залежно від умов окислювання.

Так, наприклад, за твердженням деяких авторів після окислювання сплаву з 3 % Mg при температурі вище 300°C на поверхні його утвориться плівка, що є практично чистою магнезією .

У роботах [4 – 6] показано, що на поверхні рідких сплавів алюмінію зі змістом понад 1 % Mg неминуче утвориться окисна плівка, що складається із чистої магнезії. Присутність у складі плівки окислів магнію погіршує її захисні властивості. Вона стає більше пухкої, має більшу товщину й містить більшу кількість вологи, чим плівка на чистому алюмінії.

На рис.23 наведені криві, що характеризують кінетику виділення водню, що утворюється в результаті взаємодії з металом при нагріванні вологи, що втримується в плівці. При однаковій обробці поверхні фольги з алюмінію й сплаву АМгб реакція поверхні вологи у випадку сплаву АМгб протікає більше тривалий час і супроводжується виділенням значно більших обсягів водню. Можна запропонувати, що при зварюванні сплаву АМгб взаємодія поверхонь вологи з металом не встигає закінчитися до моменту розплавлення основного й електронного металів. Цілком імовірно, що частки окисної плівки, що утворюються при розплавленні основного й присадочного металів, що попадають надалі у ванну, містять залишки непрореагировавшої вологи. Вступаючи в контакт із рідким металом, що залишився в плівці волога розкладається з виділенням водню, що утворює міхури. Завдяки великій товщині плівки й наявності в ній дефектів у вигляді мікротріщин у різних несплошностей створюються умови для

безпосереднього виділення водню в молекулярній формі



Рис. 23 - Кінетика виділення водню з поверхні зразків при нагріванні

1 – АМГ6 (обробка в H_3PO_4); 2 – АМГ6 (електрополірована поверхня); 3 – Al (обробка в H_2PO_4); 4 – Al (електрополірована поверхня)

у вигляді міхурів, без стадії розчинення. При такому механізмі утворення пухирця водню повинна відсутувати пряма зв'язок між змістом водню в розчині й пористістю. Сумарний обсяг несплошностей або пор повинен залежати від кількості окисних часток, що замішуються у ванну, або від питомої поверхні основного металу й дроту, що беруть участь в утворенні шва; від запасу вологи в частках окисної плівки або інакше від попередньої обробки поверхні металу, що визначає товщину й структуру плівки, а також від часу контакту часток плівки з рідким металом або часу, протягом якого пухирці можуть безперешкодно збільшуватися в обсязі в міру надходження в них що виділяється водню.

На рис. 24 наведені результати визначення сумарного обсягу несплошностей у металі швів, отриманих при автоматичній аргонодуговою наплавленню валиків електродом, що плавиться, при різних швидкостях зварювання, однакових параметрах дуги й різній обробці поверхні дроту. У всіх розглянутих випадках на плавки спостерігається збільшення сумарного

обсягу несплошностей при зменшенні швидкості зварювання. При зварюванні на великій швидкості (36 м/г) незалежно від способу обробки дроту сумарний обсяг несплошностей у металі швів виявляється близьким. Отримані результати цілком погодяться з поданнями про механізм утворення пор при зварюванні АмГб, викладеними вище.

Реакція вологи, що втримується в частках окисної плівки, протікає в часі. Якщо час існування металу у зварювальній ванні обмежено, то реакція в рідкому металі повністю пройти не встигає, і пухирці не досягають свого максимального розміру, оскільки збільшення їх в обсязі після початку кристалізації утруднено. У міру збільшення часу існування зварювальної ванни збільшується час для виділення водню в пухирці в період існування їх у рідкому металі, і вони збільшуються в обсязі, внаслідок чого сумарний обсяг несплошностей у металі шва зростає.

Сумарний обсяг несплошностей, що утворюються в металі, у цьому випадку підкоряється загальної залежності

$$\Sigma V_n = k (S_{o.m}a_1 + S_{пр}a_2) \quad (1.4)$$

де $S_{o.m}$ і $S_{пр}$ – поверхні основного й присадочного металів, що беруть участь в утворенні шва;

a_1 і a_2 – коефіцієнти, що характеризують запас вологи в окисній плівці, наявної на поверхні основного й присадочного металів;

k - коефіцієнт, що залежить від величини погонної енергії, що характеризує ступінь повноти реакції розкладання залишків вологи плівки в період існування зварювальної ванни.

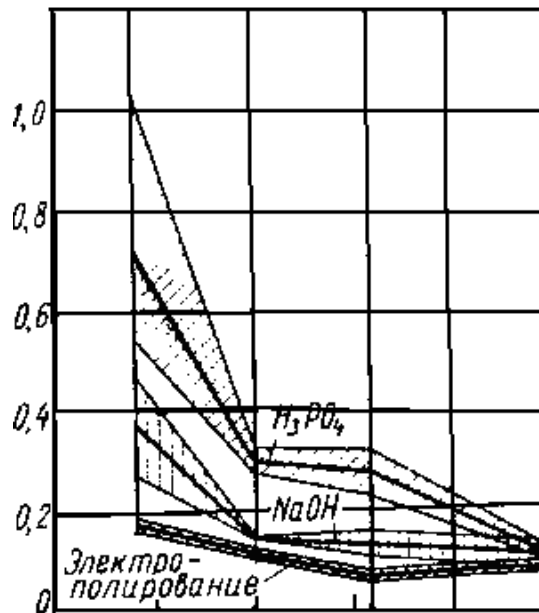


Рис.24.- Пористість металу швів залежно від швидкості зварювання й обробки поверхні: $I_{CB} = 280$ А; $U_d = 22$ В; діаметр дроту 1,6 мм.

Різниця в сумарному обсязі несплошностей при зварюванні на більших і малих швидкостях можна розглядати як характеристику якості обробки поверхні металу й величини запасу вологи в окисній плівці. Для порівнюваних трьох варіантів обробки із цього погляду найкращим варто визнати електрополірування й найменш бажаним - травлення в розчинах ортофосфорної кислоти. Відповідно до залежності (1.3), підтверженої експериментально на великій кількості зразків, для скорочення пористості в металі швів можна рекомендувати наступні міри: застосування раціональної обробки дроту й деталей з метою зменшення коефіцієнта a ; жорсткість режимів зварювання для зниження коефіцієнта $1z$ у рівнянні (1.4) визначальний час протікання реакції взаємодії вологи, що втримується в плівці з рідким металом ванни, і час виділення водню в період існування зварювальної ванни, коли для розвитку пухирців у розмірах є сприятливі умови; скорочення питомої поверхні дроту, що участвують в утворенні шва, за рахунок зменшення частки участі в утворенні шва присадочного металу й збільшення діаметра дроту.

Автори роботи [11] затверджували, що шви, зварені у зволоженій атмосфері гелію, показують меншу пористість, чим шви, зварені в аргоні або в суміші з гелієм такої ж вологості. Краща якість швів, одержуваних у гелії, автори намагалися пояснити більшим рівнем іонізації в гелієвій дузі. Вони припускали, що висока концентрація іонів гелію гальмує розпад води на іони водню й гідроксида й це повинне знижувати парціальний тиск водню над ванною. Вони також затверджували, що невелика добавка молекулярного кисню або азоту в атмосферу дуги повинна утрудняти розпад молекули води, як і іони інертного газу.

Із цим у свій час відразу ж не погодилися Уоллис і Силли [21] присутність іонів гелію в більшій кількості, чим аргону, внаслідок більше високого потенціалу іонізації першого навряд чи можливо. Позитивна роль гелію, очевидно, полягає в більшій високій температурі ванни й уповільненому її затвердінні. Вимоги по змісту пар води в принципі повинні бути вище для гелію, чим для аргону. Вітчизняні стандарти для застосовуваних захисних газів при зварюванні в цей час передбачають зміст вологи в аргоні вищого сорту не більше 0,007 г/м³ (крапка роси - 60°C), а в гелії високої чистоти водяних пар - не більше 0,002% (крапка роси -70°C).

Дауд повідомив, що суміш 50-60% He з аргонном краще поводить, чим чистий аргон або гелій при зварюванні сплаву 5052 як не плавиться, так і електродом, що плавиться. Якість шва оцінювалося радіографічески.

Коллинс кількісно досліджував вплив різних газів на рівень пористості. До аргону, гелію й аргонно-гелієвої суміші додавався хлор (0,06-0,20% по обсязі). Фреон домішувався до аргону в кількості 0,05-3,0%. Позитивний ефект не був виявлений. Кисень у кількості 1% і вище трохи знижував пористість. У наших досвідах певний ефект від домішки кисню виявлявся при зміні його близько 5%. Однак при цьому зростала небезпека утворення оксидних включень. Подібний ефект був отриманий також від домішки вуглекислого газу. Кайзин і Пфлюгер на відміну від

Коллинса одержували радіографічески чистий многопроходний шов при зварюванні електродом, що плавиться, незважаючи на домішці водню, пропану або пар води в атмосфері дуги при наявності хлору. Дані [25] про проведення хлору свідчать про невеликий позитивний ефект. Однак труднощі введення хлору в дугу при зварюванні не дає підстави для його виробничої рекомендації в основному через гігієнічні характеристики процесу, необхідності застосування корозійностійкої апаратури та ін. Таким чином, кращими захисними середовищами можуть бути визнані суміші, що складаються з 60-70% He й 40-30% Ar. Незалежно від виду процесу при струминному захисті рекомендується включати дугу через 5-10 з посліду пуску інертного газу.

Установлено, що рівень пористості у шві залежить від обсягу канавки в підкладке. Імовірна причина - чим більше обсяг канавки, тим більше обсяг зволоженого повітря, що попадає в розплавлений метал зварювальної ванни. У результаті створюється скупчення пор на стику між нижньою поверхнею пластини основного металу й нижнім посиленням шва. По тимі ж причинам у випадку зазору між стикуємыми крайками або зазору між ними й прокладкою в порожнинах, що утворюються, зберігається повітря. Струмінь інертного газу в ці порожнини не проникає й волога повітря попадає у зварювальну ванну. Форму канавки вибирають так, щоб вона забезпечувала повне проплавлення крайок (при односторонньому зварюванні), а перетин її було мінімальним.

Збільшення зовнішнього тиску вище атмосферного знижує небезпека утворення пор. При зовнішньому тиску газу, що перевищує тиск газу в пухирці, обсяг його скорочується. Критичний радіус зародка збільшується.

При певному тиску небезпека утворення пор зводиться до мінімуму. Досвід показує, що при зовнішньому тиску, рівному (2,5-3)·10⁴ Па, шви на сплаві АМГб виходять практично щільними. Зниження зовнішнього тиску нижче атмосферного також сприяє зниженню схильності до пористості з

іншої причини. При зовнішньому тиску газу, меншому, чим тиск газу в пухирці, обсяг його різко збільшується. Подібний ефект досягається при наявності вакууму в камері не менш 0,4Па (залишковий тиск).

Наявні в літературі відомості про вплив зварювального струму на пористість зварених швів на алюмінії суперечливі. За даними Терентьєва И.М., Баруткина Ф.Е. і Коновалова Г.С. при незмінній швидкості зварювання зі збільшенням струму пористість швів на алюмінієво-магнієвих сплавах в одних випадках зменшується, в інші збільшується, а в треті залишається практично постійної. Більше певна відповідь на питання про вплив зварювального струму на пористість був наведений у роботі АН до й Фудзимура . У цій роботі дана крива залежності пористості зварених швів від зварювального струму. Хід цієї кривої показує, що зі збільшенням струму від 150-250 А значно зменшується пористість зварених швів на алюмінії. За іншим даними залежність пористості від струму має мінімум. Так, при наплавленні дротом діаметром 1,6 мм на пластини товщиною 12 мм було знайдено, що зварювальний струм 300-350А (1Д, $=25У$) є оптимальним . Автори роботи [19], продовжуючи працювати так, після зниження пористості до певного значення спостерігали її зростання. Це зростання, на їхню думку, пов'язане з порушенням газового потоку, що приводить до порушення захисту й погіршенню формування.

Автори роботи [10] повідомляють, що для електрода, що не плавиться, збільшення струму приводить до росту пористості швів. Передбачається, що це пов'язане зі збільшенням розмірів гарячої зони.

Автори роботи 15 думають, що пористість у стиках на сплаві 3003 з використанням присадочної дроту 1100 у зволоженому захисному газі підвищується при зниженні напруги на дузі. У досвідах Уоллеса й Скилли пористість при зварюванні сплаву 6061 електродним дротом, що плавиться, > 4043 знижувалася з підвищенням напруги. Автори [11] порівнювали шви, отримані на сплаві 5083 при використанні дроту 5356 при напрузі 21 і 25У, і виявили, що рівень пористості при струминному переносі металу в

порівнянні з більше короткою дугою. Автори згаданої роботи [15] уклали, що зміна довжини дуги не буде впливати на зміст пор у швах алюмінієво-магнієвих сплавів, якщо запобігти доступу водню в зону горіння дуги при зварюванні електродами, що плавяться. За нашими спостереженнями, зниження напруги приводить до незначного підвищення пористості при зварюванні електродами, що плавяться, в аргоні й такому ж зниженні пористості при зварюванні по флюсі. Варто помітити, що зміна напруги на дузі не може служити інструментом боротьби з пористістю через небезпеку порушення формування при відхиленні напруги від оптимуму в ту або іншу сторону.

Напруга на дузі має винятково важливе значення. Спостерігалось безперервне зниження пористості при підвищенні швидкості від 12 до 18 і 30 м/г. У роботі [12] у випадку зварювання електродами, що плавяться, діаметром 2,4 мм (ICB = 220А, U = 30В, сплав 3003 товщиною 9,5мм) і зволоженої (крапки роси -32 С) суміші 65% He й 35% Ar мінімум пористості фіксувався при швидкості зварювання 15 м/г (обсяг пор 0,2-0,5%). Зі збільшенням швидкості до 38 м/г пористість зростала (до 8-13%), а при подальшому збільшенні швидкості до 60 м/г знову падав (обсяг пор 2-6%). З ростом швидкості зварювання середній розмір пор безупинно знижувався від 1,6 до 0,8 мм у діаметрі й нижче. Наявність максимуму на кривій залежності пористості від швидкості зварювання можна в цьому випадку присутністю двох одночасно розвиваються протилежно спрямованих процесів: росту газових пухирців у ванні й видаленням з її пухирців. При великій швидкості зварювання (великої швидкості охолодження) часу для збільшення кількості й розмірів пухирців недостатньо (розмір пор менш 0,8мм). При середній швидкості зварювання швидкість охолодження достатня, що дозволяє пухирцям рости за рахунок дифузії й злиття до розмірів у діаметрі 1,6 мм. Однак у цьому випадку ще недостатньо часу для більшого росту пухирців і видалення їх з ванни (пористість найбільш висока). При малій швидкості

зварювання й, отже, найменшої швидкості охолодження досить часу для видалення пухирців з ванни до її затвердіння. Попередній підігрів основного металу по своїй дії рівносильний малої швидкості зварювання.

Тема 8. Зварюваність титану та його сплавів

Основна проблема зварюваності титану та його сплавів пов'язана з отриманням пластичних зварних з'єднань.

Погіршення характеристик пластичності зварної сполуки, порівняно з основним металом, є наслідком структурних перетворень, а також впливу деяких домішок.

Структурні перетворення, що впливають на характеристики пластичності. Титан та її сплави дуже чутливі до швидкостям охолодження, створеним зварювальним циклом, оскільки у результаті структурних перетворень може утворитися мартенсит (менш міцний і пластичний, ніж у сталях). Зазвичай мартенситна фаза в сплавах титану називається перетвореною (β - або α -фазою). Для останньої характерна гексагональна кристалічна структура, властива α -фазі, але з дещо спотвореним положенням атомів, α' -фаза має типову пластинчасту структуру, яка, тим більше, чим більше легований сплав відповідними елементами. Цій фазі відповідає і підвищена твердість.

На рис. показана структура типових ділянок зварного з'єднання титанового сплаву ВТ6 (зварювання під флюсом, електричний дріт ВТ6). Тут видно α' - та β -фази. При зварюванні сплавів, що містять β -утворюючі елементи, може утворюватися, поряд з метастабільною β -фазою, метастабільна α' -фаза, що має, як і α -фаза, гексагональну кристалічну структуру, але з іншими параметрами решітки. Утворення α' -фази, що протікає бездифузійним шляхом, пов'язане зі зменшенням об'єму сплаву, і тому між нею і частиною β -фази, що не розпалася, виникають значні внутрішні напруження.

Высокая твердость (до 525 Нв) и хрупкость ($\omega + \beta$) фаз может привести к появлению холодных трещин в шве, и особенно в околошовной зоне. Этому благоприятствует также крупнозернистое строение металла шва и околошовной зоны, поскольку в большинстве сплавов титана и в самом титане не образуются тугоплавкие соединения, которые могли бы служить центрами кристаллизации и тормозить рост зерна. К этому следует добавить возможность выделения по границам крупных зерен интерметаллидов типа $TiCr_2$, а также в виде своеобразной оторочки самой α -фазы, снижающих пластичность металла, ω -фаза может существовать до 480—500°C. При больших температурах она распадается с образованием значительно более стабильной α -фазы. Подавляет образование ω -фазы в металле алюминий.

Атомный номер титана 22, он находится в IV группе периодической таблицы Менделеева, расположен в четвертом периоде и принадлежит к переходным металлам с недостроенной d-оболочкой.

Титан имеет две апиотропические модификации низкотемпературную – α , существующую до 1155К и имеющую гексагональную кристаллическую решетку с плотной упаковкой атомов, и высокотемпературную – β , существующую при температурах выше 882°C высокотемпературная модификация титана имеет кубическую объемно-центрированную структурную решетку ($a = 3,282 \text{ \AA}$)

Температура апиотропического превращения титана в значительной мере определяется его чистотой. Если в йодидном титане превращение начинается при 882°C и происходит в узком температурном интервале, то для магнетермического титана, содержащего большое количество примесей, превращение начинается при более низкой температуре (860°C) и происходит в широком интервале температур – до 960°C. для гидридно-кальциевого титана температурный интервал превращения $\alpha \rightarrow \beta$ составляет примерно 110-120°C. Это явление связано с различным влиянием примесей на температуру полиморфного превращения. Сохранить высокотемпературную модификацию в чистом титане при комнатной

температуре не удается даже при самой разной закалке вследствие протекания $\beta \rightarrow \alpha$ - превращения.

С увеличением скорости охлаждения из β -области температура $\beta \rightarrow \alpha$ - перехода заметно понижается. Так при изменении скорости охлаждения от 4 до 10000 град/с температура превращения снижается от 882 до 850°С. Зависимость температуры полиморфного превращения от скорости охлаждения носит линейный характер и может быть выражен следующим уравнением:

$$T_{\beta \rightarrow \alpha} = \frac{90}{60000} \frac{dT}{dt} + 872,$$

где T - температура превращения; $\frac{dT}{dt}$ - скорость охлаждения.

Электрические свойства титана очень зависят от его чистоты. Удельное электросопротивление йодистого титана при комнатной температуре равно $4,2 \cdot 10^3$ мком•м, для магнетермического $5,5 \cdot 10^3$ мком•м. При повышении температуры до 350 -400°С электросопротивление вырастет по линейному закону. При высших температура оно уменьшается и зависимость отклоняется от прямой линии тем больше, чем выше температура. $\alpha \rightarrow \beta$ - превращение отмечается скачкообразным уменьшением электросопротивления.

Титановые сплавы по сравнению с алюминиевыми и магниевыми имеют более высокие характеристики прочности. Технические сорта титана обычно содержат 0,4-0,5% примесей, которые значительно изменяют его механические свойства [11].

Титан обладает высокой коррозионной стойкостью, объясняющейся малой химической активностью вследствие образования на поверхности металла защитной окисной пленки. Это позволяет использовать его для работы в различных агрессивных средах. Титан стоек к морской воде и мало подвержен кавитационной коррозии. Технический титан имеет такую же коррозионную стойкость во многих органических кислотах, как

нержавеющая сталь.

Принятая в настоящее время классификация титановых сплавов является по существу классификацией по структуре в нормализованном состоянии [41]. Согласно этой квалификации различают:

α -титановые сплавы, структура которых представлена α -фазой;

$\alpha+\beta$ – сплавы, структура которых представлена α и β – фазами;

β – сплавы, структура которых представлена стабильной β -фазой.

Помимо этого предлагают [41] выделить два переходных класса: псевдо α - сплавы, структура которых представлена α -фазой и небольшим количеством β -фазы (не более 5%) и псевдо- β –сплавы, структура которых после нормализации, хотя и представлена метастабильной β -фазой, но по свойствам они ближе к ($\alpha+\beta$)-сплавам с большим количеством β -фазы.

α -титановые сплавы можно разделить на: термически неупрочняемые сплавы и сплавы термически упрочняемые вследствие дисперстного твердения.

$\alpha+\beta$ – сплавы разбиваются на две подгруппы: сплавы твердеющие при закалке и сплавы мягкие после закалки

β – титановые сплавы подразделяют на три подгруппы: сплавы с механически нестабильной β – фазой; сплавы с механически стабильной β – фазой и сплавы с термодинамически стабильной β – фазой.

По гарантированной прочности титановые сплавы подразделяют: на малопрочные высокопластичные с $\sigma_{\text{в}} < 750$ МПа; на среднепрочные с $\sigma_{\text{в}} = 750-1000$ МПа; на высокопрочные с $\sigma_{\text{в}} > 750$ МПа.

Одним из важнейших свойств титана и титановых сплавов, предназначенных для сварных конструкций, является свариваемость. Проблемы свариваемости титановых сплавов несколько отличаются от проблем свариваемости других конструкционных материалов (сталей, алюминиевых и магниевых сплавов). Основные трудности сварки плавлением многих сталей, алюминиевых и магниевых сплавов вызваны их склонностью к кристаллизации трещинам. У промышленных титановых

сплавов такая склонность к трещинообразованиям практически отсутствует, что связано, очевидно, с небольшим интервалом их кристаллизации по сравнению со сталью и алюминиевыми и магниевыми сплавами [11].

Основная проблема свариваемости титановых сплавов - получение сварных соединений с хорошей пластичностью, зависящей от качества защиты, чувствительности металла и термическому циклу и пр. заметное насыщение металла шва кислородом, азотом и водородом в процессе сварки происходит при температурах выше 350°C . это резко снижает пластичность и длительную прочность сварных конструкций. Поэтому зона сварки, ограниченная изотермой более 350°C должна быть тщательно защищена от взаимодействия с воздухом путем сварки в среде инертных защитных газов (аргона или гелия) высокой частоты, под специальными флюсами, в вакууме (сварка без защиты) возможно при способах сварки давлением, когда благодаря высокой скорости процесса и вытеснению продуктов окисления при давлении (контактная сварка) или отсутствии высокого нагрева (ультразвуковая сварка) опасность активного взаимодействия металла в этой сварки с воздухом сводится к минимуму.

При сварке в сплавах титана происходят фазовые и структурные превращения. Чувствительность к сварочному термическому циклу выражается в протекании полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$, резком росте размеров зерна β – фазы и подогреве на стадии нагрева, в образовании хрупких фаз при охлаждении и старении, неоднородности свойств сварных соединений, зависящих от химического и фазового состава сплавов.

Вследствие низкой теплопроводности и малой объемной теплоемкости титана время пребывания металла при высоких температурах значительно больше, чем это время для стали, что является причиной перегрева, резкого увеличения размера зерен β -фазы и снижения пластичности титана.

Особенности кристаллизации и охлаждения сварных швов титановых сплавов способствуют возникновению в них ряда метастабильных фаз, которые во многом определяют свойства сварных соединений. Их

отрицательное влияние на пластичность и ударную вязкость до сих пор затрудняет использование многих сплавов в качестве конструкционных материалов.

Метастабильные превращения характеризуются большим разнообразием и сложностью, особенно в сплавах с переходными элементами (Mo, V, Cr, Fe и др.), которые наиболее широко применяются в качестве легирующих добавок. В этих сплавах возможно возникновение масштабных α' -, ω – и β – фаз, а в ряде сплавов - α - фазы.

Условия сварки характеризуются относительно быстрыми скоростями охлаждения, а также наличием в металле исходной высокотемпературной химической неоднородности. Поэтому фазовые превращения при сварочном термодинамическом цикле во многих случаях изменяются. сдвигается положения концентрационных областей и образовании метастабильной фазы, не соответствующее равновесным условиям при данной температуре и концентрации.

Фактором инициирующим появление и рост метастабильной фазы, является разность свободных энергий старой и новой фаз. Новая фаза имеет более низкие значения свободной энергии. В α - сплавах термодинамические условия существования фаз таковы, что в зависимости от скорости охлаждения, концентрации примесей и температуры возможно образование метастабильной пересыщенной α' - фазы или равновесной фазы α - фазы. Это характерно для сварных соединений технического титана и α - сплавов. При легировании титана переходными элементами создаются условия для образования не только α' - или α - фаз, но и метастабильных ω – и β – фаз либо ω – и α – фаз. Эти схемы регулируются в средне и высоколегированных сплавах титана.

В металле шва на промышленных α - сплавах, а также на сплавах, которые содержат переходные элементы в пределах их растворимости в α - фазе (ОТ4, ОТ4-1, ОТ4-2 и др.) или выполнении швов электродом, состав которого аналогичен составу основного металла, независимо от способов

сварки при охлаждении швов, происходит лишь $\beta \rightarrow \alpha'$ – превращение и остаточная β – фаза при комнатных температурах не сохраняется; α – фаза, близкая к равновесному состоянию, наблюдается лишь в швах технического титана после замедленного охлаждения, соответствующего техническому циклу электрошлаковой сварки.

Характер формирования α' - фазы в швах определяется температурой превращения и скоростного охлаждения. При малых скоростях охлаждения образуются широкие и длинные пластины α - фазы, что особенно характерно для швов, выполненных электрошлаковой сваркой. Увеличение скорости охлаждения, наоборот, способствует образованию мелкоигльчатой α' - фазы (электроннолучевая сварки).

Температурный интервал $\beta \rightarrow \alpha'$ – превращение расширяется по мере увеличения в шве количества β – стабилизирующих элементов (V, Mo, Mn, Cr и др.) и смещается в область более низких температур. При равных скоростях охлаждения шва α - фазы, образовавшаяся при более высших температурах более грубая.

Для швов более легированных сплавов (ВТС, ВТ14 и др.) характерно сохранение в структуре при охлаждении некоторого количества остаточной метастабильной β - фазы. Количество β - фазы в швах определяется составом и скоростью охлаждения в интервале температур $\beta \rightarrow \alpha'$ – превращениях. Наибольшее количество сохраняется в шве на сплаве ВТ14.

Увеличение легирования швов выше определенной концентрации способствует образованию в них метастабильной ω - фазы. В настоящее время ω – фаза рассматривается, как метастабильная низкотемпературная модификация β - твердого раствора, образующегося при определенной электролитной концентрации. Возникновение её может происходить либо непосредственно в процессе охлаждения, либо при изотермическом нагреве. В первом случае ω – фаза образуется в швах после сварки в области концентраций, значение которых определяются системой и количеством легирующих элементов. Пополнение концентрационных областей

образования ω – фазы изменяется в зависимости от способа сварки (скорость охлаждения). Уменьшение скорости охлаждения приводит к выделению ω – фазы в тех составах, где при более быстрых скоростях образуется чистая метастабильная β - фаза , либо смесь β и α - фаз. Поэтому во избежание образования ω – фазы в швах легированных сплавов монокритическими составами целесообразно применение способов сварки, обеспечивающих повышенную скорость охлаждения. В этом отношении наиболее перспективна электроннолучевая сварка и сварка на малых токах с применением специальных флюсов.

Повышение пластичности с сохранением высокой прочности достигается технологическими приемами, например путем электромагнитного перемешивания расплава и применение колебаний электронного луча, что измельчает структуру и уменьшает внутризеренную неоднородность. необходимые свойства сварных соединений термоупрочняемых $\alpha+\beta$ - титановых сплавов получают после закалки и старения.

При сварке титановых сплавов у сварных соединений наблюдается склонность к замедленному разрушению, причиной которого является повышенное содержание водорода в сварном соединении в сочетании с растягивающими напряжениями первого рода (остаточными сварочными и от внешней нагрузки). Влияние водорода на склонность к трещинообразованию возрастает при увеличении содержания других примесей (кислорода и азота) и вследствие общего снижения пластичности при образовании хрупких фаз в процессе охлаждения и старения. Отрицательное влияние водорода при трещинообразовании является результатом гидридного превращения и адсорбционного эффекта снижения прочности. наибольшее влияние водород оказывает на α - сплавы в связи с ничтожной растворимостью в них водорода ($< 0,001\%$). Растворимость водорода в β – фазе значительно выше, потому сплавы, содержащие β – фазу, менее чувствительны к водородному охрупчиванию; вместе с тем повышение

растворимости водорода в β – фазе увеличивает опасность невоздашивания. Склонность к растрескиванию увеличивается: при повышенном содержании водорода в исходном материале; при насыщении водородом в процессе сварки (из-за недостаточно тщательной подготовки сварочных материалов, свариваемых кромок и т.д.) при насыщении водородом в процессе технологической обработки сварных соединений и эксплуатации.

Радикальными мерами по борьбе с трещинообразованием являются:

- а) снижение швов в основном и присадочном материале: не менее 0,008 Н₂; менее 0,1-0,12 О₂; менее 0,04 N;
- б) соблюдение первичной технологии сварки для предотвращения паров воды и вредных газов в зону сварки (тщательная подготовка и зачистка сварочных материалов и свариваемого металла, надежная защита металла в зоне сварки и рациональный выбор режимов сварки); для уменьшения склонности к замедленному разрушению целесообразно α - и псевдо α – сплавы титана сваривать на жестких режимах; $\alpha+\beta$ сплавы на относительно мягких (скорость охлаждения 10-20 °С/с);
- в) снятие остаточных сварочных напряжений;
- г) предотвращение возможности неводорешивания сварных соединений при эксплуатации путем выбора сплавов рациональной композиции для работы в средах, где возможно насыщение водородом.

Основными мерами борьбы с порами, вызванными водородом при качественном исходном материале, являются тщательная подготовка сварных материалов: прокалка флюса, применение защитного газа гарантированного качества, вакуумная дегазация и зачистка перед сваркой сварочной проволоки и свариваемых кромок (удаление альфирированного слоя травлением и механической обработкой, снятия адсорбированного слоя перед сварной щеткой или шабером, обезжиривание), соблюдение защиты и технологии сварки.

В сварном шве поры могут образовываться вследствие:

- а) задержания пузырьков инертного газа кристаллизирующимся металлом сварочной ванны при сварке титана в защитных газах;

б) «захлопывания» микрообъемов газовой фазы, локализованность на кромках стыка, при совместном деформировании кромок в процессе сварки:в) химических реакций между поверхностными загрязнениями и влагой и т.д.

При сварке титана плавлением требуются концентрированные источники тепла. Однако в связи с более низкими, чем у стали, коэффициентом теплопроводности (в четыре раза), более высокими элементами сопротивления (в пять раз) и меньшей теплоемкостью для сварки плавлением титана тратиться меньше энергии, чем при сварке углеродистых сталей. Вследствие низких коэффициентов теплопроводности, линейного расширения и модуля упругости остаточные напряжения в сварных соединениях титана меньше предела текучести и составляют для большинства титановых сплавов (0,6-0,8) $\sigma_{0,2}$ основного металла. Наиболее высокие остаточные напряжения возникают в сварных соединениях однофазных как α - , так и β - титановых сплавов или у слабо гетерогенизированных сплавов такого типа.

Высокий коэффициент поверхностного натяжения титана в сочетании с малой вязкостью в расплавленном состоянии увеличивает опасность прожогов и вызывает необходимость более тщательной сборки деталей под сварку по сравнению с деталями из сталей.

Принципиально разделка кромок при сварке титановых сплавов не отличается от разделок, применяемых для сталей. В зависимости от толщины свариваемого металла сварку производят без разделки, с V-, U-, X- и рюмкообразными разделками, а также применяют замковые соединения.

Сварку деталей из титановых сплавов производят после того, как снимут газонасыщенный (альфированный) слой. Такой обработке должна быть подвергнута детали, изготовленные методом пластической деформации (поковки, штамповки и т.д.), а так же детали, прошедшие термическую обработку в печах без защитной атмосферы. Удаление альфированного слоя с применением с применением травителей предусматривает:

а) предварительное рыхление альфированного слоя дробеструйной или пескоструйной обработкой; б) травление в растворе, содержащем 40% HF, 40% HNO₃, 20% H₂O или 50% HF, 50% HNO₃; увеличение травления выше оптимального (более 25с) приводит к взрыхлению поверхностных слоев металла, повышенной сорбции ингредиентов среды и увеличению порообразования при сварке; в) последующую зачистку кромок на участке 10⁻³-1,5•10⁻³ м с каждой стороны металлическими щетками или шабрением для удаления толстого слоя металла, насыщенного водородом при травлении.

Перед началом сборочно-сварочных работ необходимо очистить детали от загрязнений металлической щеткой и обезжирить органическим растворителем. В качестве органических растворителей можно использовать ацетон и бензин. Технология обезжиривания рекомендуется следующая: промывка свариваемых кромок и прилегающих к ним поверхностей на ширину не менее 20 мм бензином и последующая промывка этиловым спиртом – ректификантом или ацетоном.

При сварке конструкций из титана под сварку необходимо соблюдать следующие особенности: а) в связи с жидкотекучестью и высоким коэффициентом поверхностного натяжения расплавленного титана необходимо более высокое качество сварки; б) недопустимы правка и подготовка деталей с использованием местного нагрева газовым пламенем; в) правка и подготовка деталей в холодном состоянии затруднено в связи со значительным пружинением титана; г) необходима надежная защита металла шва при сварке плавлением от доступа воздуха с обратной стороны шва при выполнении прихвата.

В качестве присадочных материалов при сварке титана плавлением используют холоднотянутую проволоку и прутки, изготовленные из листового металла. Выбор сварочной проволоки определяется условиями сварки и эксплуатации конструкций. Состав проволоки должен быть близок к составу основного металла.

Для сварки титана в промышленности применяют, автоматическую,

полуавтоматическую и ручную сварку неплавящимся электродом, непрерывно горящей и импульсной дугой и автоматическую и полуавтоматическую сварку плавящимся электродом. Для сварки титана могут быть использованы стандартное сварочное оборудование, снабженное дополнительными устройствами для защиты зоны сварки, а также специализированные сварочные горелки и установки. Для защиты зоны дуги и расплавленной ванны необходимо использовать аргон высшего сорта. Для защиты остывающей части шва и обратной стороны шва ответственных изделий допускается использование аргона второго сорта. Гелий и его смеси с аргонном целесообразно использовать при дуговой сварке плавящимся электродом больших толщин. При сварке в гелии необходимый для защиты сварочной ванны расход газа в два-три раза больше, напряжение на дуге в 1,4-1,6 раза выше, а ширина зоны расплавления в 1,4 раза больше, чем при сварке в аргоне [11].

Защита зоны сварки может быть местной и общей. При местной защите защищается зона металла нагретого до температур начала активного поглощения газов, ограниченная изотермой 350-400⁰С, с лицевой и обратной стороны шва.

Общая защита сварного соединения и изделия в целом осуществляется при сварке в камерах с контролируемой атмосферой и в специализированных боксах с обеспечением в них условий для работы сварщиков. Камеры вакуумируются до 10^{-2} - 10^{-4} мм рт.ст., после чего их заполняют инертным газом с избыточным давлением 0,1-0,3 кгс/см². основное требование, предъявляемое к камерам с контролируемой атмосферой, - возможность создания и поддержания в процессе сварки заданной чистоты инертной среды. Последнее реализуется использованием газовой очистки в процессе сварки по замкнутому циклу: камера-компрессор-система химической очистки-камера. При наличии примесей в атмосфере камеры не выше их содержания в аргоне высшего сорта обеспечиваются необходимая пластичность, прочность и коррозионная стойкость металла сварных

соединений.

Місцеві захисні камери використовують із вакуумуванням і без попереднього вакуумування. В останньому випадку для витіснення повітря та якісного захисту необхідне продування камери 5-10 кратним об'ємом інертного газу. поліпшення умов захисту металу, нагрітого до температур активного поглинання газів, досягається застосуванням заходів, що забезпечують інтенсивний тепловідведення з зони зварювання (мідні водоохолоджувані підкладки та накладки, охолоджувальні ванни) і попереджають контакт нагрітої поверхні з повітрям (підкладки, накладки,).

Аргонодугову зварювання дугою, що безперервно горить, виробляють на постійному струмі прямої полярності від стандартних джерел живлення. При товщині металу до 3-4 мм зварювання виконують за один прохід, при більшій товщині потрібне багатопрохідне зварювання. Збільшення глибини проплавлення і продуктивності зварювання досягається при використанні способу зварювання проникаючою (заглибленою) дугою при примусовому зануренні дуги нижче поверхні кромки, що зварюються. Таким способом можна зварювати метал завтовшки до 10 мм без застосування оброблення кромки і присадного металу. Для тонколистового металу (2,5 мм) доцільно застосовувати імпульсне зварювання.

Тема 9. Зварюваність нікелю та його сплавів

Нікель має низку дуже цінних властивостей: підвищеної жароміцності, стійкістю проти корозії, збереженням сталості механічних властивостей у великому діапазоні температур та ін. Тому він широко застосовується як конструкційний матеріал у хімічній промисловості, авіації, енергетиці, реактивній техніці та ін.

Нікель добре обробляється в холодному та гарячому стані. У першому випадку він набуває після деформації наклеп та зміцнення. Для цього металу в литому стані характерна дендритна структура, після відпалу - поліедрична. У хімічному відношенні нікель малоактивний, а щільна і міцна

окісна плівка, що утворюється на його поверхні, створює стійкість проти атмосферної корозії і корозії в розчинах лугів, деяких солей і кислот.

Нікель досить стійкий до окислення при нагріванні, проте присутність у металі марганцю та сірки погіршує, а хрому, кремнію та алюмінію – підвищує цю стійкість.

У процесі нагрівання нікель активний по відношенню до сірки і сірчистим сполук і може утворювати легкоплавкі суміші, що сприяють виникненню кристалізаційних тріщин у металі.

Водень у значних кількостях здатний розчинятися у нікелі.

Присутність його в металі призводить до «водневої крихкості» та порів.

Слід пам'ятати, що мідь, кобальт і залізо утворюють з нікелем тверді розчини. Сірка, азот та кисень, які нерозчинні в нікелі, дають з ним хімічні сполуки типу сульфідів, малостійких нітридів та оксидів різного складу.

Нікель широко використовується для одержання сплавів.

Монель-металлу свойственна висока корозійна стійкість в широкому інтервалі температур. Это весьма пластичный металл, поддающийся холодной и горячей обработке.

Кремнистый никель отличается большим электрическим сопротивлением и термоэлектродвижущей силой, высокой жаростойкостью.

Відомі також сплави нікелю з хромом, титаном, алюмінієм та іншими елементами типу «німонік», які відносяться до жароміцних сплавів і призначені для роботи при високих температурах та навантаженнях.

Особливості зварювання нікелю та його сплавів.

До основних труднощів, що виникають при зварюванні нікелю, ставляться такі:

- a) схильність нікелю до утворення тріщин і пор у наплавленому металі;
- б) поява при підвищених температурах на поверхні металу оксидів нікелю;

- в) пониженные литейные свойства никеля;
- з) снижение коррозионной стойкости наплавленного металла.

Отсутствие фазовых превращений в никеле способствует транскристаллитному строению металла шва, а следовательно, и возникновению кристаллизационных трещин. В этом случае легкоплавкие эвтектики различных примесей, которые сосредоточены на границах крупных столбчатых кристаллов и ослабляют связи между ними, являются участками, по которым развиваются горячие трещины. К числу примесей, нерастворимых в никеле и образующих эвтектики, следует отнести серу и фосфор (сернистая эвтектика $\text{Ni}_3\text{S}_2 + \text{Ni}$ с температурой плавления 645°C и фосфидная эвтектика $\text{Ni} + \text{Ni}_3\text{P}$, имеющая температуру плавления 880°C).

Чтобы устранить вредное влияние серы, всегда присутствующей в никеле, целесообразно вводить в металл марганец (до 1,5%) и магний (до 0,1%), образующие тугоплавкие сульфиды, которые располагаются не на границах зерен, а в самих зернах.

Возможно также образование подобных эвтектик примесями висмута, свинца, сурьмы, мышьяка, селена и кадмия, содержание которых в никеле и его сплавах не превышает 0,002—0,005%.

Усиливают склонность никеля к горячим трещинам кремний (при содержании более 0,3%) и титан, если его концентрация в никеле превышает 1,2%. Однако весьма полезны небольшие добавки титана, которые оказывают на металл раскисляющее и модифицирующее действие.

Для борьбы с кристаллизационными трещинами при сваривании никеля та його сплавів можуть бути використані різні способи. Хороші результати дає введення в метал зварювальної ванни невеликих кількостей модифікаторів типу титану, алюмінію, молібдену, стронцію та церію, які сприяють отриманню дрібнозернистої структури металу.

На рис. 25 наведена мікроструктура зварних швів нікелю без титану а та з добавками титану б, б, що підтверджує сказане.

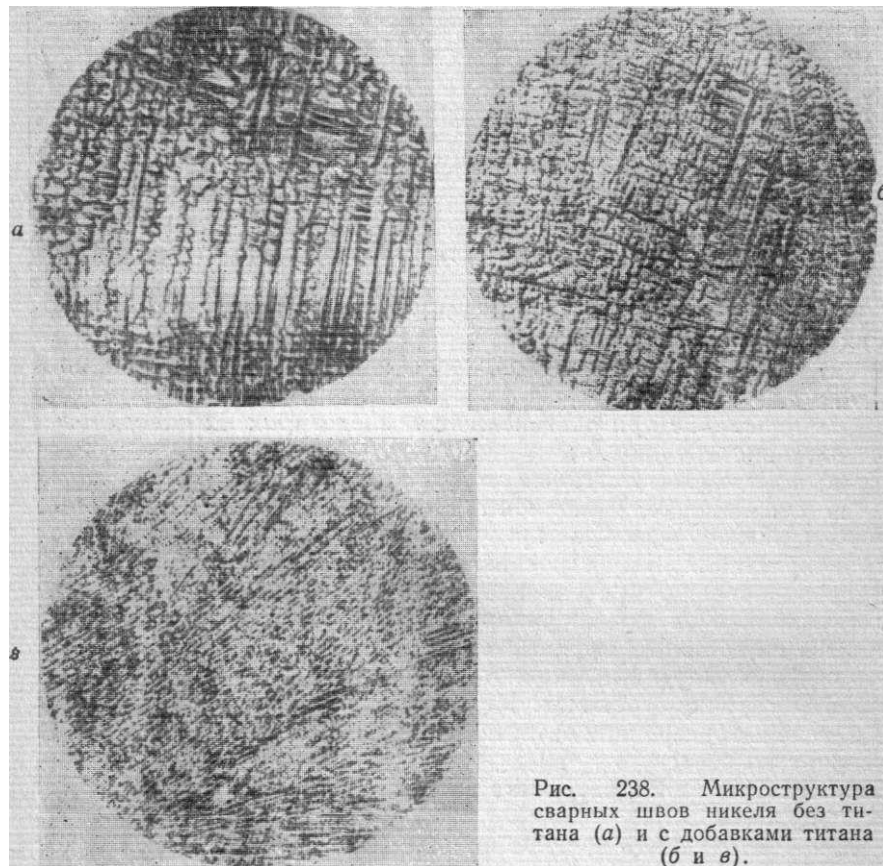


Рис.25. Микроструктура зварних швів

Благотворно впливає на структуру чистоаустенітних швів нікелю також правильно обраний режим зварювання та термічна обробка зварних з'єднань. Застосування підвищеної погонної енергії укрупнює структуру наплавленого металу.

2. З метою зняття зварювальних напруг і поліпшення структури металу особливо важливо здійснювати нагрівання зварного з'єднання до температури 700-800 ° С з подальшим охолодженням на повітрі. У цьому випадку вдається отримати дрібнозернисту, дезорієнтовану структуру металу, що має високі механічні та корозійні властивості.

Появление пор в сварных швах при сварке никеля и его сплавов связано с насыщением сварочной ванны водородом, кислородом и с образованием в ней, при известных условиях, окиси углерода.

Известно, что водород растворяется в никеле лучше, чем в железе и меди, однако при переходе никеля из жидкого состояния в твердое растворимость

водорода в никеле изменяется сравнительно мало (в два раза, тогда как для других газов в 20—30 раз). Поэтому только значительная концентрация водорода в атмосфере дуги (более 20%), может вызвать появление пор в сварных соединениях из никеля.

Вредное влияние водорода заметно усиливается, если в металле одновременно присутствует кислород. Последний активно растворяется в никеле. Так, при 1720° С в никеле может растворяться до 1,2% кислорода. В процессе кристаллизации растворимость кислорода в никеле резко падает и составляет при 1470°С всего 0,06%, т. е. снижается в 20 раз. Естественно, что избыточный кислород в этом случае не успевает выделиться из жидкого металла и становится причиной образования пор.

Присутствие в сварочной ванне водорода в значительной степени активизирует процесс образования пор. Кислород в металле взаимодействует с никелем по реакции $\text{Ni} + \text{O} \rightarrow \text{NiO}$; водород же восстанавливает никель из этого соединения; $\text{NiO} + 2\text{H} = \text{Ni} + \text{H}_2\text{O}$. Выделение паров воды приводит к бурному «кипению» жидкого металла, и шов, как правило, оказывается пористым.

Указанные реакции наблюдаются не только в жидкой, но и в твердой фазе, так как атомарный водород легко диффундирует в металле. Поэтому никель, как и медь, подвержен «водородной болезни». Окись углерода вызывает пористость в шве при сварке никеля со сталью, когда в сварочной ванне может находиться углерод. Для борьбы с пористостью при сварке никеля и его сплавов необходимо:

1. Обеспечить эффективную защиту зоны сварки от проникновения кислорода и водорода. Для этого следует производить тщательную зачистку свариваемых кромок и электродной проволоки от влаги, масел и других загрязнений, применяя хорошо прокаленные сварочные материалы.

2. Можливо повніше розкислювати метал ванни та забезпечити зв'язування водню в газовій фазі з отриманням нерозчинних у металі сполук. Найбільш доцільно розкислювати нікель марганцем, алюмінієм, титаном та

ін. Найефективнішим способом зв'язування водню є його переведення в стійкі леткі сполуки HF або OH .

3) В целях лучшей десорбции газов из металла сварочной ванны необходимо назначать режимы сварки, обеспечивающие малую глубину проплавления металла и замедленное его охлаждение.

Окисление никеля при сварке нежелательно также по таким причинам:

а) NiO является тугоплавким соединением, затрудняющим процесс сварки (температура плавления его — 2090°C);

б) закись никеля образует с никелем эвтектику $\text{Ni} - \text{NiO}_2$ с температурой плавления порядка 1438°C , которая располагается по границам зерен и приводит к хрупкости металла;

в) NiO растворима в никеле и повышает общее содержание кислорода в металле.

Таким чином, необхідно створювати надійний захист зони зварювання від проникнення кисню і використовувати як прямі розкислювальні процеси, так і зв'язування закису нікелю на поверхні зварювальної ванни в комплексні з'єднання, що видаляються в шлак.

Тема 10. Зварюваність тугоплавких і активних металів

Загальні відомості про тугоплавкі та активні метали. За останні роки у зв'язку з розвитком таких галузей техніки, як електроніка, атомна енергетика, ракетобудування, хімічне машинобудування та ін., з'явилися нові конструкційні матеріали, що володіють дуже високою жароміцністю, корозійною стійкістю у низці агресивних середовищ та іншими спеціальними властивостями. До таких матеріалів відносяться молібден, тантал, ніобій і цирконій, які відрізняються тугоплавкістю та особливою хімічною активністю в нагрітому стані.

Молібден

Молібден належить до мономорфних металів з характерною об'ємно-центрованою кристалічною структурою. При зварюванні молібдену та його сплавів мало розчинні в металі кисень і вуглець створюють легкоплавкі евтектики. Молібден також сильно окислюється при нагріванні вище 500-600 °С і утворює окисли, що легко випаровуються. Тому виникає низка труднощів, пов'язаних з

- a) утворенням кристалізаційних тріщин у шві;
- б) малою пластичністю зварних з'єднань;
- в) пористість металу.

Розчинність кисню в молібдені незначна і, за деякими даними, при 1100 °С становить лише 0,0045, а при 1700 °С - 0,0065% - Якщо молібден нагрівають на повітрі, то спочатку утворюється оксид MoO_3 , що має високу пружність і температуру кипіння 1480° З. Цей оксид може взаємодіяти з другим оксидом MoO_2 , утворюючи легкоплавку евтектику з температурою плавлення близько 780° З, зосереджену межах зерен і міцність металу. Розчинність вуглецю в молібдені також дуже мала. Так, при 20 °С вона становить 0,004, а при 1925 °С - приблизно 0,02-0,03% - Тому карбіди молібдену Mo_2C зосереджуються також на межах зерен.

Азот і бор є одними з небагатьох розчинних елементів у молібдені. Наявність в металі кисню, вуглецю і бору, а за деякими даними і азоту може викликати появу кристалізаційних тріщин. З молібденових сплавів найбільшу схильність до кристалізаційних тріщин виявили системи $\text{Mo} - \text{Ni}$; $\text{Mo} - \text{Fe}$; $\text{Mo} - \text{Co}$; $\text{Mo} - \text{Be}$; $\text{Mo} - \text{Si}$.

Для зварних з'єднань з молібдену і сплавів на його основі характерна втрата пластичності при насиченні металу шкідливими домішками — киснем, вуглецем, азотом. на рис. показано вплив цих елементів на температуру переходу від пластичного руйнування литого молібдену до крихкості при випробуванні на вигин. Очевидно, що кисень особливо різко підвищує температуру цього проходу. Метал, що містить 0,0002% кисню, стає крихким навіть при +200°С. Меншою мірою впливають домішки азоту і

вуглецю. Відповідно до встановленої межі розчинності кисню в молібдені його вміст у металі не повинен перевищувати 0,0002, вуглецю — 0,003, азоту — 0,0001%. Для більш повного видалення кисню з металу корисно використовувати розчинники, наприклад, титан (0,5-1,0%), торій (1%), алюміній (0,025%), церій (0,1%), циркон «0,25%) та інші.

Не варто забувати, що при зварюванні чистого молібдену, без вогнетривких компонентів, створюються дуже сприятливі умови для росту зерен як у шві, так і в зоні навколо шва.

На рис. 26 показано будову деяких частин зварного з'єднання при зварюванні електронним променем у вакуумі. Із рисунка видно, що шов а проглянути красним літим грном. В навколишній зоні шва розміри зерен також багаторазово збільшувалися, досягаючи більших розмірів, ніж у металі поза зоною термічного впливу. Тут спостерігається процес перекристалізації.

Безумовно, підвищена схильність металу до крихкості зумовлена, насамперед, крупнозернистою структурою металу шва з рекристалізованими зернами зони термічного впливу, де можливе вибіркоче збагачення меж зерен домішками.

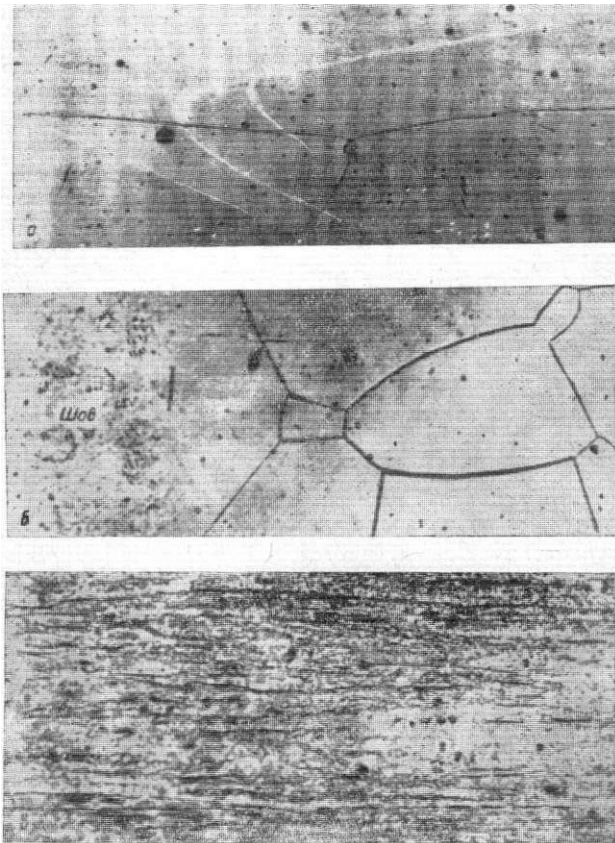


Рис. 26. Типові структури зварної сполуки молібдену (ХЗТОВ)

Пористість зварних швів також пов'язана з присутністю шкідливих домішок, що потрапляють у метал із навколишнього середовища або із захисного газу. При цьому виникнення газових бульбашок у металі може бути викликане кипінням оксидів MoO_3 , що знаходяться в металі, або утворенням CO , а також зменшення розчинності газів (O, N) при переході металу з рідкого стану в тверде. Зазвичай пори бувають зосереджені по осі шва і в межах сплавлення.

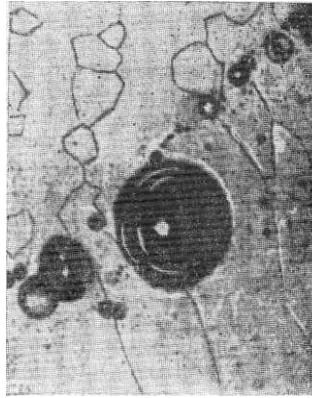
На рис. 27 наведено мікрофотографія зварного з'єднання з молібдену, де у лінії сплавлення, з боку шва, видно мікропори різних розмірів.

Рекомендуються такі шляхи отримання якісних зварних з'єднань з молібдену та його сплавів:

1. Застосування для виготовлення зварних конструкцій молібдену та його сплавів, що містять мінімальну кількість кисню, вуглецю та азоту; вибір способу та технології зварювання, що не допускають внесення цих шкідливих домішок у зону зварювання.

2. Легування металу елементами-розкислювачами, які, підвищуючи температуру рекристалізації та росту зерен, одночасно знижують схильність металу до крихкнення (титан, цирконій та ін.). Є дані підвищення на 50% пластичності металу шва при

3. Максимальне зниження енергії з метою підвищення зварних з'єднань (щоб домішок по межах зерен, зростання зерна та ін.).



легуванні його ренієм. величини погонної пластичності запобігти виділенню зменшення

Рис. 27. Мікропори в металі шва на молибдені, розташовані біля лінії сплавлення (XI50)

Ніобій та тантал

За своїми фізичними і хімічними властивостями ніобій і тантал близькі один до одного, що обумовлює однакову поведінку їх в умовах зварювання

При зварюванні цих металів необхідно запобігти їх окисненню, а також зниження пластичності зварних з'єднань. Ніобій і тантал дуже активно поглинають із навколишнього середовища кисень, азот і водень і, подібно до титану, утворюють відповідні тверді розчини або хімічні сполуки. В результаті цього підвищуються міцність та твердість металу шва та навколошовної зони, знижується пластичність металу. Однак ці зміни механічних властивостей не призводять до різкого крихтіння, характерного для зварних з'єднань молибдену. Наприклад, для ніобію зі збільшенням вмісту кисню від 0,02 до 0,75% твердість зростає зі 100 до 350 одиниць за Віккерсом.

Розчинність водню в ніобії та танталі знижується при збільшенні температури, що пов'язано з утворенням та розпадом гідридів. Схильність зварних швів на ніобії та танталі до кристалізаційних тріщин незначна. Однак їй може посилювати негативний вплив вуглецю, карбіди якого (Nb_2C і Ta_2C) утворюють евтектики з ніобієм і танталом. Так само поводитьься і кремній. У зв'язку зі сказаним, зварювання ніобію та танталу, як і молібдену, слід здійснювати такими способами, які зводили б до мінімуму окислення металу та насичення його шкідливими домішками

До активних металів, яким властива підвищена температура плавлення, належить і цирконій. Однак за фізичними та хімічними властивостями він дуже близький до титану; тому зварюваність цирконію та її сплавів багато в чому подібна зі зварюваністю титану і окремо не розглядається.

Особливості зварювання тугоплавких та активних металів

У зв'язку з високою хімічною активністю тугоплавких металів по відношенню до кисню та інших елементів найбільш прийнятним способом з'єднання цих металів може бути дугове зварювання в захисних інертних газах вольфрамовим електродом, що не плавиться. Однак через неминучий вміст у самих металах шкідливих домішок і практично недостатньої чистоти інертних газів не завжди вдається отримати якісне зварне з'єднання.

Для зварювання таких чутливих металів доцільно використовувати вакуумне середовище. При цьому високий ступінь вакууму (порядку $1 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст.) повинен звести до мінімуму кількість домішок з атмосфери і забезпечити досить повне звільнення металу від газів, що містяться в ньому.

Застосування зварювання електронним променем дозволяє регулювати температуру в межах. Високий вакуум, при якому виконується зварювання, виключає внесення до зони зварювання додаткових забруднень, унеможлиблює насичення металу газами. Електронно-променеве зварювання тугоплавких та активних металів вже знаходить промислове застосування.

Література

1. Гривняк Зварюваність сталей. М: Машинобудування, 1984. 216 с.
2. Б.Є. Патон Технологія електричного зварювання металів та сплавів Наукова думка, 1994, 716с
3. Ющенко К. А., Дерломенко В. В. Аналіз сучасних уявлень про зварюваність // Автоматичне зварювання. 2005 № 1. С. 9-13.
4. Зварюваність напівспокійних сталей/Под ред. А. Е. Аснїса. Київ: ІЕС ім Є. О. Патона, 1976. С. 3-4.
5. Шоршоров М. Х., Чернишова Т. А., Красовський А. І. Випробування металів на зварюваність. Наукова думка. 2002. 240 с.
6. Мусіяченко В. Ф.: Міходуй Л. І. Дугове зварювання високоміцних легованих сталей. Наукова думка, 1997. 79 с.
7. Герольд Х. Нові аспекти в дослідженні зварюваності - передумови для технології та забезпечення якості процесу зварювання // Автоматичне зварювання. 2008. № 11. С. 143-150.
8. Бабенко Е. Г., Казанова Н. П. Розрахунок режимів електричного зварювання та наплавлення. //Автоматическая зварювання., 1999. №3 –с. 20
9. іні Мір://у\лт.х1гоп.ги/соплеп{/у1е\«/21389/28/.
10. Мазель А. Г. Сучасні способи зварювання магістральних трубопроводів плавленням. Київ: Наукова думка, 1999. 256 с.
- 11 М(р://те(а11оуес1.сот/зргауосНтк/8УагосНпуе_гаБо1у; КгюНдзкауа _зуапуаето1).

12. Метали та сплави: Довідник / За ред. Ю. П. Сонцева. Київ: Наукова думка: НВО "Професіонал", 2003. 1076 с
13. Довідник зварювальника / За ред. В. В. Степанова. Київ: Наукова думка е, 1995. 520 с.
14. Справ, вид. / За ред. Е. Л. Макарова. М.: Металургія, 1991. Т. 1. С. 528.
15. Хасу А., Морігакі О. Наплавлення і напилення / Пер. Н. Попова; за ред. В. С. Степіна, І. Г. Шестеркіна. Київ: Наукова думка, 1995. 240 с.
16. Оізоп О. В., СоБеп М. А депега! тесБатзт про? тагіепз|Ис писіеа(юп. Р. I, II апс! III // Ме(аllигдюаl ТгапзасЮпз А. 7А. 1976. Р. 1897-1923).
17. Але/., Веззуо К. ШМЕос. 1Х-576-68. 1967.
18. Уипока N.. ОбзНа 5., ТатвЫго Р. Ріре-Ппе меІс!тд т №е 80з // АМРА зутр. 1981.
19. Аналіз структурного складу металу швів, виконаних зварювальним дротом феритно-перлітного класу / В. Ф. Грабін, В. В. Головка та ін. // Автоматичне зварювання. 2003. № 8. С. 18-23.
20. Сеферіан Д. Металургія зварювання. Київ: Наукова думка. 1993. 338 с.
21. Гривняк І., Мацуда Ф. Металофізичні дослідження мартенситно-аустенітної складової (МАС) металу ЗТВ високоміцних низьколегованих сталей // Автоматична зварювання. 1999. № 3. С. 22-30.

22. Лівшиць Л С., Хакімов А. Н. Металознавство зварювання та термічна обробка зварних з'єднань. 2-ге вид., перераб. та дод. Київ: Наукова думка, 1989. 336 с.

23. Квасницький В. В. Теорія зварювальних процесів. Дослідження фізико-хімічних та металургійних процесів та здатності металів до зварювання: Навч. допомога. Миколаїв: УДМТУ 2002. 184 с. 27. Махненко В. І. Комп'ютерне моделювання зварювальних процесів// Сучасне матеріалознавство. Київ: Наукова думка

Навчальне видання

ЗДАТНІСТЬ ДО ЗВАРЮВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ до самостійного вивчення курсу дисципліни

для студентів спеціальності 131. «Прикладна механіка»
по спеціалізації 131-11. «Зварювання, супутні процеси и технології»
денної, дистанційної та заочної форми навчання.

Укладач: Сітніков Борис Валентинович
Відповідальний за випуск С.О. Лузан
Роботу до видання рекомендувала О.І. Пономаренко

В авторської редакції

План 2023 р., поз.

Підп. до друку . . . 2023 р. Формат 60x84 1/16. Папір офсетний.
Riso-друк. Гарнітура Таймс. Ум. друк. арк. 6,875.
Наклад 50 прим. Зам. № Ціна договірна

Видавничий центр НТУ «ХП».

Свідоцтво про державну реєстрацію ДК № 5478 від 21.08.2023 р.
61002, Харків, вул. Кирпичова, 2

Друкарня НТУ «ХП». 61002, Харків, вул. Кирпичова, 2