



ТЕОРІЯ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ

(Теория сварочных процессов: Учеб. для вузов по спец. «Оборуд. и технология сварочн. пр-ва» // В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров и др.; Под ред. В.В. Фролова. – М.: Высш. Шк., 1988. – 559 с.)

Автор: д. т. н. Лузан С.О.

Лекция 16. Деформирование металла при сварке и влияние его на структуру и свойства металла в сварных соединениях

План лекции

- 1. Деформирование металла при высоких температурах сварки и его деформационная способность**
- 2. Влияние термодетформационного цикла на структуру и свойства металла в сварных соединениях**

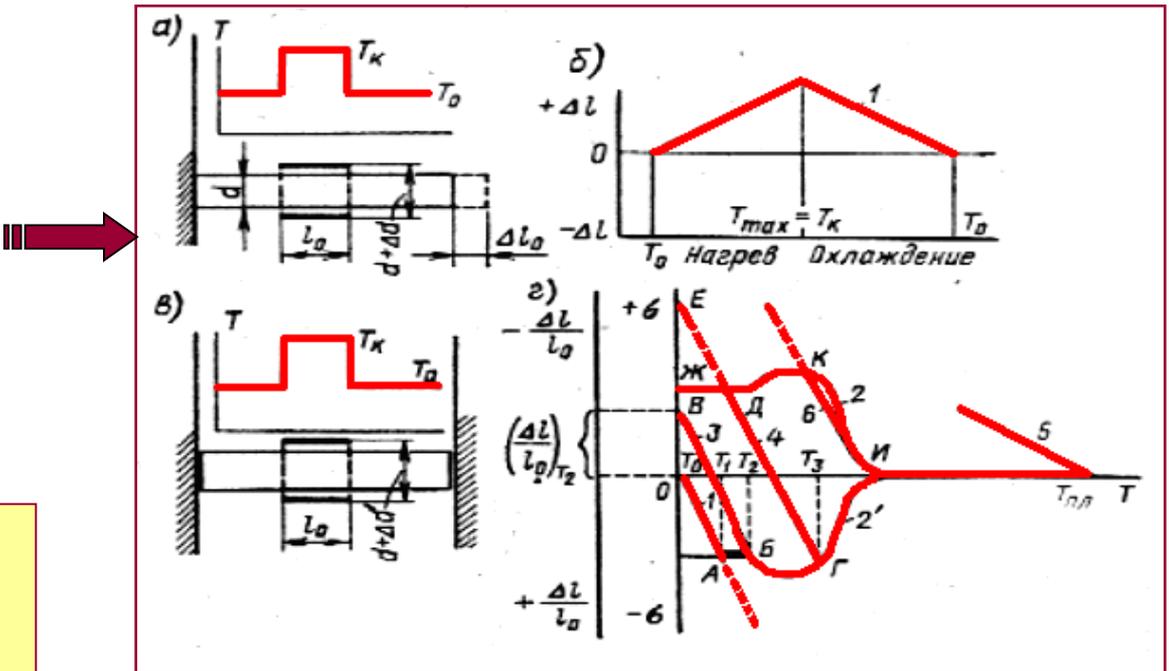


1. Деформирование металла при высоких температурах сварки и его деформационная способность

Представим изменение размеров круглого стержня диаметром d , прикрепленного одним концом к стенке и нагретого на длине l_0 от температуры T_0 до T_k

Величина его свободного удлинения Δl_0 определится формулой.

$$\Delta l_0 = l_0 \alpha_{cp} \Delta T$$



Аналогично диаметр в этом объеме возрастет до $d + \Delta d$.



1. Деформирование металла при высоких температурах сварки и его деформационная способность

Наиболее низкую пластичность имеют металлы в твердожидком состоянии. Область пониженной пластичности в процессе кристаллизации вблизи реального солидуса называется температурным интервалом хрупкости (ТИХ).

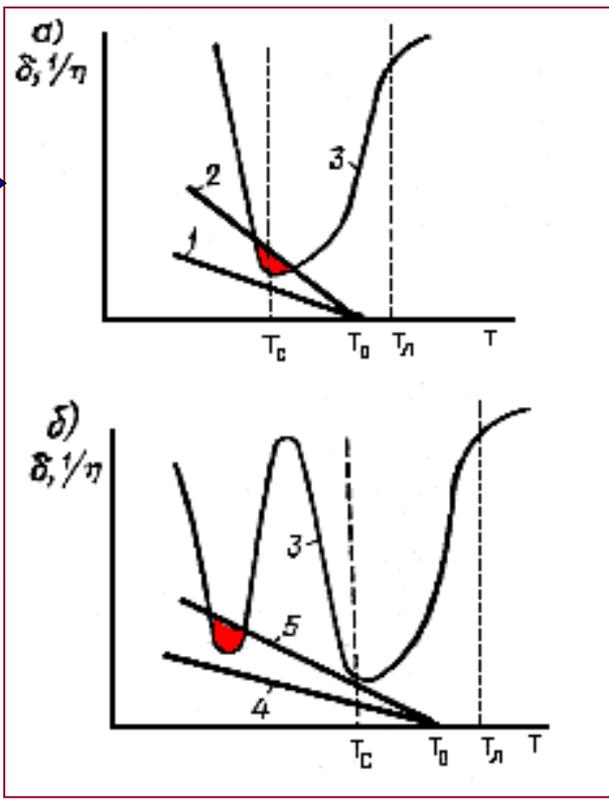
Увеличения скорости охлаждения приводит к снижению равновесных критических температур, причем особенно сильно снижается температура солидуса. Это приводит к расширению области твердожидкого состояния, к расширению ТИХ и увеличению вероятности получения разрушений (трещин) при твердожидком состоянии металла. Такие трещины называются кристаллизационными или горячими.

Расширяет интервал твердожидкого состояния и ряд примесей, имеющихся в сплавах, в частности ликвирующих. Так при наличии достаточного количества серы в сплавах на железной основе эвтектики FeS – Fe и особенно Fe – FeO – FeS значительно снижают температуру реального солидуса (примерно до 1000⁰C), что приводит к значительному интервалу ТИХ (почти в 500⁰C).



1. Деформирование металла при высоких температурах сварки и его деформационная способность

Схематическая оценка сопротивляемости металла к горячим трещинам осуществляется сопоставлением его деформационной способности в области высоких температур и тех фактических деформаций, которые происходят и накапливаются в этот период охлаждения металла.



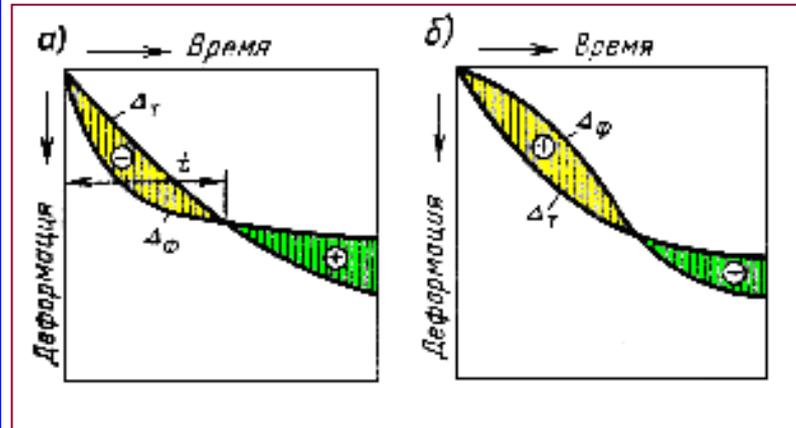
Кривой 3 показано изменение пластичности в области высоких температур. Прямые 1 и 2 показывают нарастание деформаций от момента образования сплошного скелета твердой фазы. При этом прямая 1 расположена ниже кривой 3, т.е. фактическая деформация обеспечивается деформационной способностью металла. Прямая 2 пересекает кривую 3 и в заштрихованной области деформации превышают деформационную способность металла вблизи температуры солидуса. Здесь могут появиться трещины

Способность образовывать швы без горячих трещин называют технологической прочностью металлов при сварке.



1. Деформирование металла при высоких температурах сварки и его деформационная способность

В общем случае фактические деформации $\Delta\phi$ металла в ТИХ при сварке зависят не только от температурного коэффициента линейного расширения α , но и от жесткости свариваемого изделия, а также режима сварки.



При изменении условий деформирования по мере снижения температуры с момента возникновения жесткого каркаса кристаллитов возможно два основных варианта сопоставления свободной тепловой деформации ΔT и фактической $\Delta\phi$, которые схематически показаны на рис.:

а) - $\Delta T < \Delta\phi$;

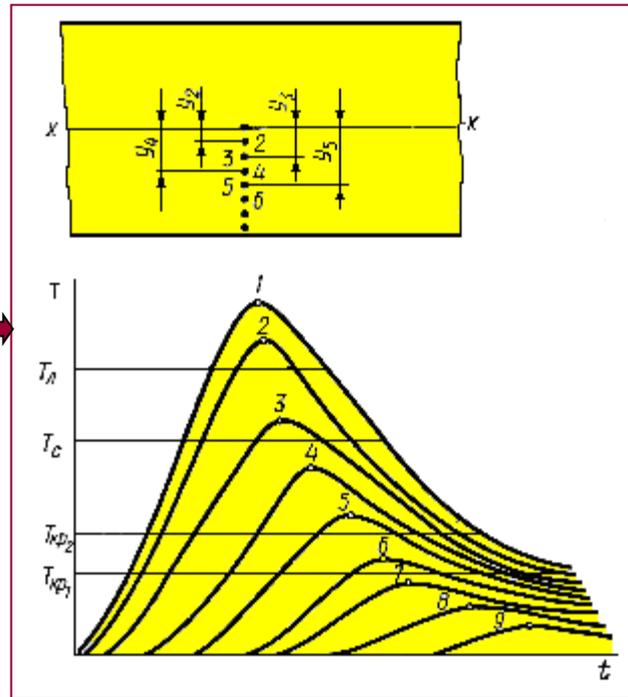
б) - $\Delta T > \Delta\phi$

Одним из наиболее надежных способов исключения горячих трещин в металле швов достигается либо повышением деформационной способности металла в области ТИХ, либо обеспечением «залечивания» их при достаточном количестве подвижной жидкой фазы.



2. Влияние термдеформационного цикла на структуру и свойства металла в сварных соединениях

После завершения сварочной операции, каждый объем металла претерпевает характерные изменения температуры во времени, причем различные участки имеют различную T_{\max} и отличающиеся скорости нагрева $\omega_{\text{нагр}}$ и охлаждения $\omega_{\text{охл}}$



Поэтому каждый характерный участок металла испытывает те или иные изменения состояния в связи с термическим циклом сварки.

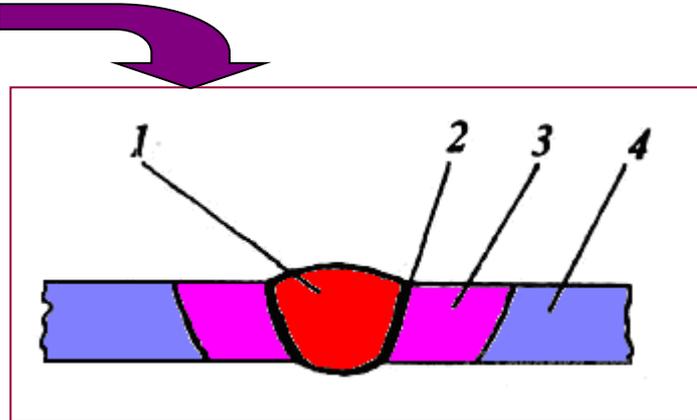
Однако на структуру и свойства металла в сварных соединениях оказывает влияние не только термическое воздействие, а и пластические деформации.



2. Влияние термометформационного цикла на структуру и свойства металла в сварных соединениях

2.1 Характерные зоны металла в сварных соединениях

Зона 1 характеризуется структурой литого металла. Это та зона в которой металл, нагретый выше температуры ликвидус, расплавлялся, перемешивался с присадочным металлом и затем кристаллизовался.



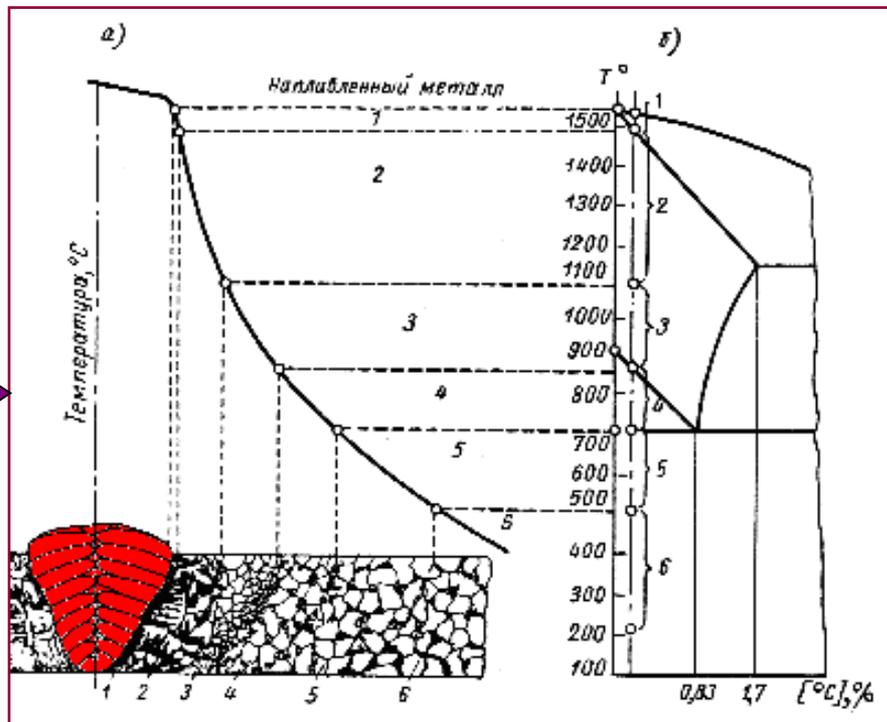
Зона 1 - металл шва.
 Зона 2 - зона сплавления.
 Зона 3 - зона термического влияния.

Зоны 3 и 4, для которых характерно возможное изменение структуры в связи с нагревом выше критических точек. Особенно при приближении температуры нагрева T_{\max} к T_C , приводит к росту зерен.

Зона 2 охватывает те объемы металла, которые нагревались выше T_C , но ниже T_L . В этой области происходило частичное расплавление основного металла.



Структурные превращения в зоне термического влияния при сварке малоуглеродистой стали. Участки: 1 – неполного расплавления; 2 – перегрева; 3 – нормализации; 4 – неполной кристаллизации; 5 – рекристаллизации; 6 – синеломкости.

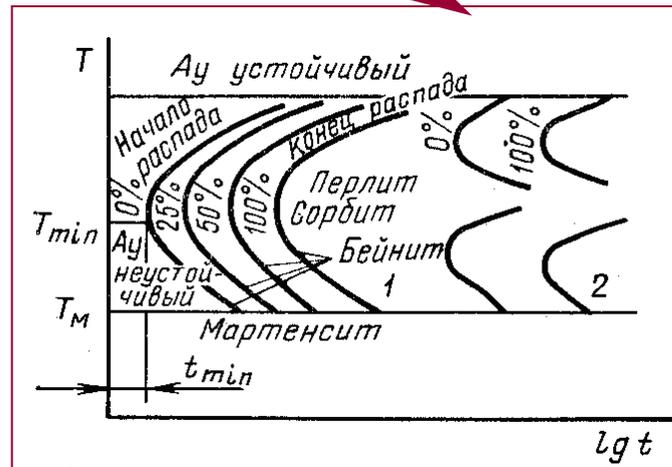


Металл, который при сварке нагревался ниже 700°C , не претерпевает структурных превращений. Участок металла, подвергшийся нагреву в пределах температур от A_{C1} до A_{C3} ($720 - 900^{\circ}\text{C}$), претерпевает неполную перекристаллизацию. При охлаждении металла, нагретого до температуры несколько выше A_{C3} ($900 - 1100^{\circ}\text{C}$), мелкозернистость сохраняется - участок нормализации. При более высокой температуре нагрева (свыше 1100°C) образовавшиеся зерна аустенита начинают расти - участок перегрева.



2.2 Структура и свойства металла зоны термического влияния при сварке закаливающих сталей

Повышение содержания углерода в стали или введение легирующих элементов в низкоуглеродистые стали значительно затормаживает распад аустенита при охлаждении. При этом снижается температура распада аустенита и в ряде случаев в качестве конечных структур появляется мартенсит – пересыщенный раствор углерода в α – железе.



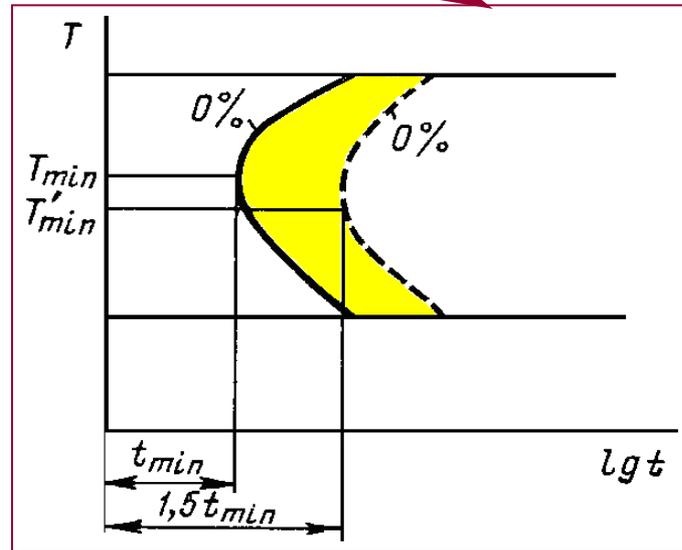
Склонность стали к получению закаленных структур при распаде аустенита может характеризоваться диаграммами изотермического распада аустенита (S – образными кривыми).

Верхняя часть S – образной кривой характеризует распад устойчивого аустенита по диффузионному механизму с получением равновесных структур – сорбита. Распад аустенита ниже T_M осуществляется бездиффузионно и конечная мартенситная структура получается при посредством сдвигов.



2.2 Структура и свойства металла зоны термического влияния при сварке закаливающих сталей

При непрерывном охлаждении (в условиях сварки) зависимости кинетики распада аустенита от температуры и времени отличаются от его распада при изотермических условиях.



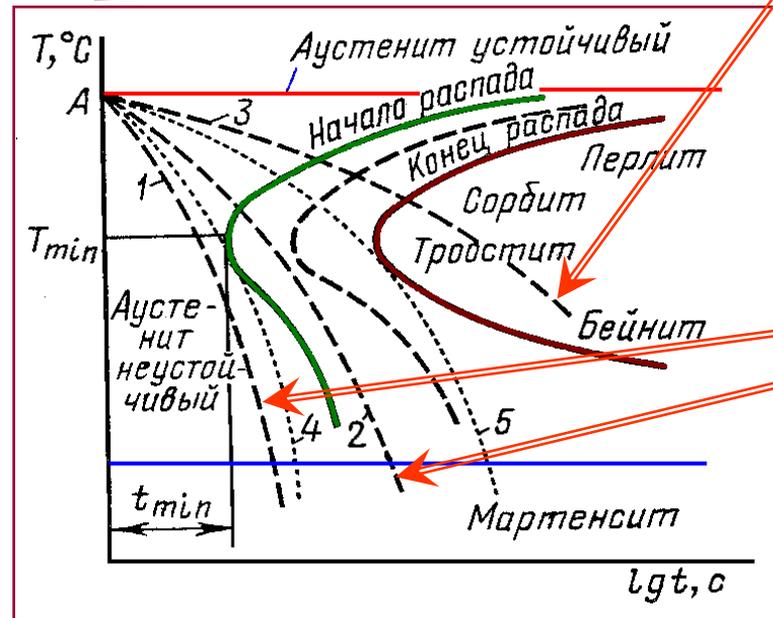
Показано сопоставление изотермического и анизотермического распада аустенита для одного типового состава закаливающейся стали ($C = 0,45\%$).

Из сопоставления следует, что при **анизотермическом распаде снижается температура минимальной устойчивости аустенита T_{min} и увеличивается инкубационный период**, т.е. аустенит становится устойчивее и вероятность образования мартенсита увеличивается. Для многих сталей $T'_{min} = T_{min} - 55$.



2.2 Структура и свойства металла зоны термического влияния при сварке закаливающих сталей

Когда известны кривые распада аустенита, можно схематически оценить влияние различных скоростей охлаждения металла на получение той или иной конечной структуры, а следовательно, и свойств.



Штриховыми кривыми 1, 2, 3 изображены различные скорости охлаждения свариваемой стали

Кривая 1 целиком проходит внутри инкубационного участка и пересекается только с линией мартенистного превращения, следовательно, конечной структурой будет мартенсит. Кривая 2 пересекается с линией более стабильных продуктов распада – структура в этом случае будет смешанная. Для кривой 3 характерной конечной структурой является сорбит.



2.2 Структура и свойства металла зоны термического влияния при сварке закаливаемых сталей

Если пунктирной кривой 4 представить ту минимальную скорость охлаждения $w_{охл1}$, при которой структура получается полностью мартенситной, а пунктирной кривой 5 – максимальную скорость охлаждения $w_{охл2}$, при которой мартенсит полностью исключен, то приблизительно:

$$w_{охл1} = T_1 - \frac{T_{\min} - 55}{2 \cdot 1,5 \cdot t_{\min}}$$

$$w_{охл2} = \frac{T_1 - 350}{2 \cdot 1,5 \cdot t_{350}}$$

T_1 – температура, соответствующая распаду аустенита при охлаждении с минимальными скоростями (A_{C1}), °С; T_{\min} – температура минимальной устойчивости аустенита при распаде в изотермических условиях, °С; t_{\min} – минимальное значение инкубационного периода начало распада аустенита (при изотермическом распаде).

Температура 350 °С принята как наиболее характерная для мартенситной точки большинства закаливаемых сталей. Поправка к T_{\min} 55°С является обычной для многих сталей для характеристики снижения T_{\min} при непрерывном охлаждении в сравнении с T_{\min} при изотермическом распаде.



2.3 Холодные трещины в сварных соединениях

Свое название они получили в связи с тем, что начало их появления происходит либо при относительно умеренных температурах (значительно ниже, чем температуры горячей обработки), либо при комнатной и более низких температурах.

Чем более склонной к закалке является сталь и чем менее пластичным получается мартенсит, тем вероятнее образование трещин и тем выше должна быть температура предварительного подогрева перед сваркой.

Основным элементом, увеличивающим закаливаемость сталей, является углерод. Ориентировочно влияние других элементов, в частности легирующих, снижающих скорость распада аустенита, может быть оценена пересчетом их количества в количество как бы эквивалентно действующего заменяющего их углерод.



$$C_{\text{э}} = C\% + \frac{Mn\%}{6} + \frac{Cr\%}{5} + \frac{V\%}{5} + \frac{Mo\%}{4} + \frac{Ni\%}{15} + \frac{Cu\%}{13} + \frac{P\%}{2},$$



2.3 Холодные трещины в сварных соединениях

Содержание меди учитывается при $Cu \geq 0,5\%$, а фосфора при $P \geq 0,005\%$. В случае если $C_{\text{э}}$ больше 0,45 – 0,55, в американской практике рекомендуется применять предварительный подогрев. В отечественной практике ряд сталей повышенной прочности с большим эквивалентным углеродом (примерно до 7%) сваривают дуговой сваркой низководородистыми электродами без подогрева с применением специальной технологии.

Д. Сефериан предложил формулу для расчета эквивалентного углерода, связав ее не только с химическим составом свариваемой стали, но и с толщиной металла, а также расчетную формулу температуры предварительного подогрева.

$$T_m = 550 - 360 \cdot C_{\text{э}}$$

T_m – температура мартенситного превращения, °C; $C_{\text{э}}$ – эквивалентный углерод в стали, %

$$C_{\text{э}} = \frac{M_n \% + Cr \%}{9} + \frac{Ni \%}{18} + \frac{Mo \%}{13}.$$



Японские исследователи сделали попытку учесть в склонности P_C к образованию трещин не только толщину металла, но и содержание в нем водорода:

$$P_C = C\% + \frac{Si\%}{30} + \frac{Mn\%}{20} + \frac{Cr\%}{20} + \frac{Ni\%}{60} + \frac{Cu\%}{20} + \frac{Mo\%}{15} + \frac{V\%}{15} + 5B + \frac{\delta^2}{60} + \frac{H}{60},$$

где δ – толщина свариваемой стали, мм;
 H – концентрация в шве водорода, см³/100 г.

Температура подогрева:

$$T_{\text{ПОД}} = 1440P_C - 392^{\circ}\text{C}$$

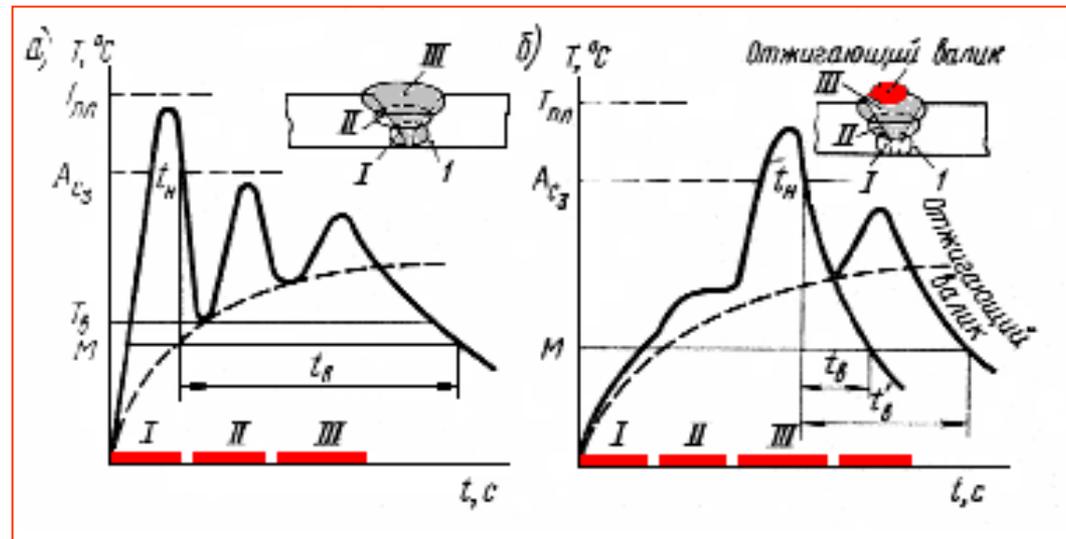
В отечественной практике стараются избегать предварительного подогрева путем применения либо аустенитных, либо низководородистых материалов. Высокопрочные стали (120 – 150 кгс/мм²) также можно сваривать без подогрева, создавая специальными приспособлениями сжимающие напряжения в районе сварных швов при высоких температурах. Кроме того, после сварки применяется термическая обработка сварных соединений.



При сварке металла большой толщины швы обычно выполняют многослойными. Для борьбы с холодными трещинами в этом случае применяют следующие технологические приемы. Длинный шов разбивают на короткие участки, чтобы было возможно выполнение последующего валика, пока предыдущий валик еще не остыл. Тогда последующий валик выполняется как бы по предварительно подогретому металлу.

Схематически термические циклы при многослойной сварке короткими участками показаны на рис.:

а – вблизи корня шва;
б – вблизи поверхности шва



Для ручной или полуавтоматической сварки, если осуществлять нагрев следующей тепловой волной, когда металл предыдущего слоя еще не остыл ниже какой-то выбранной температуры T_B , длина участка шва L :

$$L = 0,7 K_3^2 K_2 \frac{q^2}{\delta^2 v_{CB} (T_B - T_0)^2}$$

где

T_0 – начальная температура изделия, $^{\circ}\text{C}$;

T_B – допустимая температура охлаждения после сварки предыдущего слоя; выбирается несколько выше температуры, опасной для образования трещин;

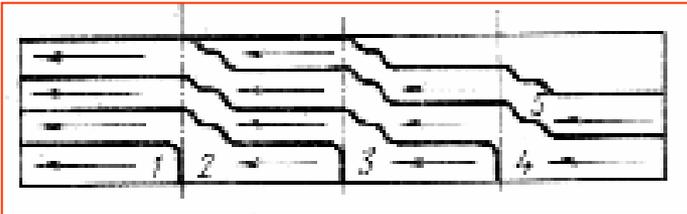
K_3 – поправочный коэффициент, для стыкового соединения $K_3 = 1,5$; для таврового $K_3 = 0,9$;

K_2 – коэффициент горения дуги (обычно $0,5 - 0,8$).

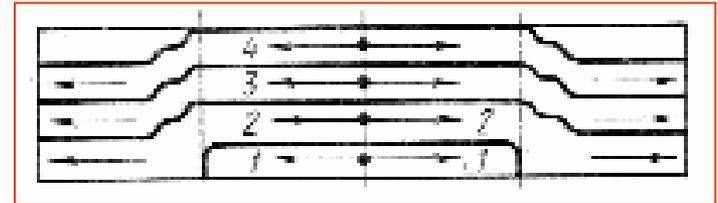


Существует несколько методов заполнения разделки многослойными швами, выполняемыми короткими участками. Практически применяется сварка **каскадом, горкой и блоками**

Сварка каскадом



Сварка горкой



Сварка **блочным способом** заключается в разделении всего шва на участки, которые завариваются параллельно несколькими сварщиками.



2.4 Изменение свойств металла в околошовных зонах высоколегированных сталей

Наиболее характерными из высоколегированных сталей, применяемых в сварных конструкциях, являются хромистые, феррито-мартенистные и мартен-стные, а также хромоникеле-вые аустенитные.



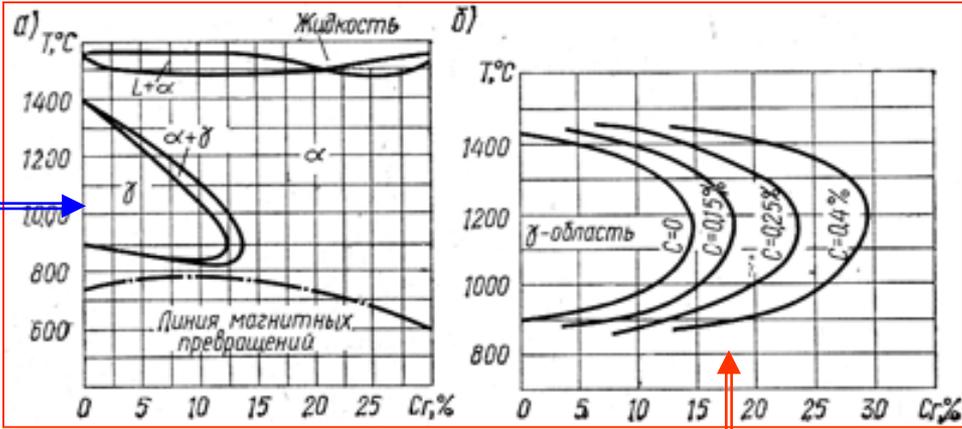
К высокохромистым сталям относятся низкоуглеродистые (обычно $C \leq 0,2\%$) с содержанием хрома от 5 до 30%.



2.4 Изменение свойств металла в околошовных зонах высоколегированных сталей

Структурная диаграмма состояния Fe – Cr и влияние углерода на расширение γ – раствора.

Низкоуглеродистые хромистые стали имеют **ограничиваемую** содержанием хрома высокотемпературную область γ – раствора (рис. а).



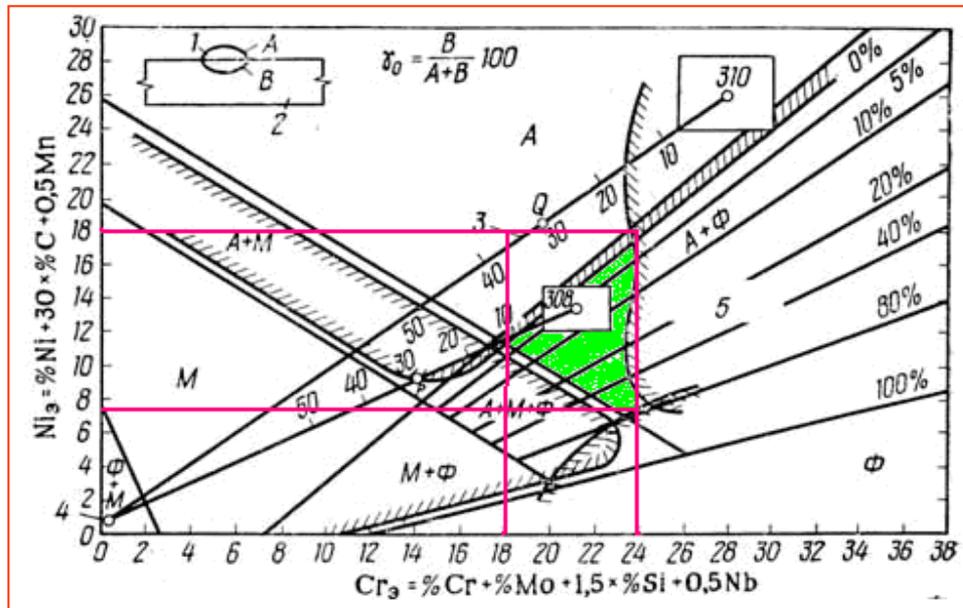
Поэтому металл, нагретый **выше температуры превращения $\alpha \rightarrow \gamma$** , при достаточно быстром охлаждении **получает структуру мартенсита**. При увеличении концентрации (рис. б) углерода область хромистых сталей, закаливаемых на мартенсит, расширяются в сторону больших концентраций хрома, а сам мартенсит получается более твердым.



2.4 Изменение свойств металла в околшовных зонах высоколегированных сталей

В металле швов полезно иметь не чисто аустенитную, а аустенитно-ферритную структуру с содержанием ферритной фазы до 10 – 15%. Получение двухфазной структуры определяется соотношением между количествами ферритообразующих (Cr, Mo, Si, Ti) и аустенитообразующих (Ni, C, N, Mn) элементов.

Структурная диаграмма Шеффлера.



Структура наплавленного металла может быть определена с помощью **диаграммы Шеффлера**. Линии с косыми штрихами на рисунке ограничивают области возникновения трещин или охрупчивания под влиянием термообработки.

Следовательно, материалы и режим наплавки необходимо выбирать с ориентацией на **треугольную область диаграммы Шеффлера**, ограниченную значениями **хромового эквивалента** в пределах 18 – 24 % и **никелевого эквивалента** в пределах 7 – 18 %.



Задание для самостоятельного изучения:



Методы определения остаточных деформаций и напряжений

Теория сварочных процессов: Учеб. для вузов по спец. «Оборуд. и технология сварочн. пр-ва» // В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров и др.; Под ред. В.В. Фролова. – М.: Высш. Шк., 1988. – (С. 423-425 с.)





Кафедра технології металлов и матеріалознавства

Лузан Сергей Алексеевич

E-mail: khadi.luzan@gmail.com

г. Харків, ул. Петровського, 25, ХНАДУ, КАФЕДРА ТМ и М

Тел. 097-174-19-15