

Методика расчета величины бывшего аустенитного зерна в околошовной зоне сварных соединений низколегированных сталей.

77-48211/630729

10, октябрь 2013

Макаров Э. Л.

УДК 621.791

Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана

makarovel@rambler.ru

Расчет величины бывшего аустенитного зерна в околошовной зоне сварных соединений (ОШЗ) выполняется с помощью экспериментально-аналитической модели. При нагреве до температур начала аустенитизации низко- и среднелегированные стали, как правило, имеют структуру феррито-перлитно-карбидной смеси, сформировавшуюся при предыдущих технологических обработках. Переход в аустенитное состояние представляет фазовое превращение диффузионного типа. Зародыши зерен аустенита образуются на межфазных поверхностях феррит-цементит, феррит-карбидная фаза, а также на границах ферритных зерен и перлитных колоний ($d_{з(1)}$ на рис. 1).

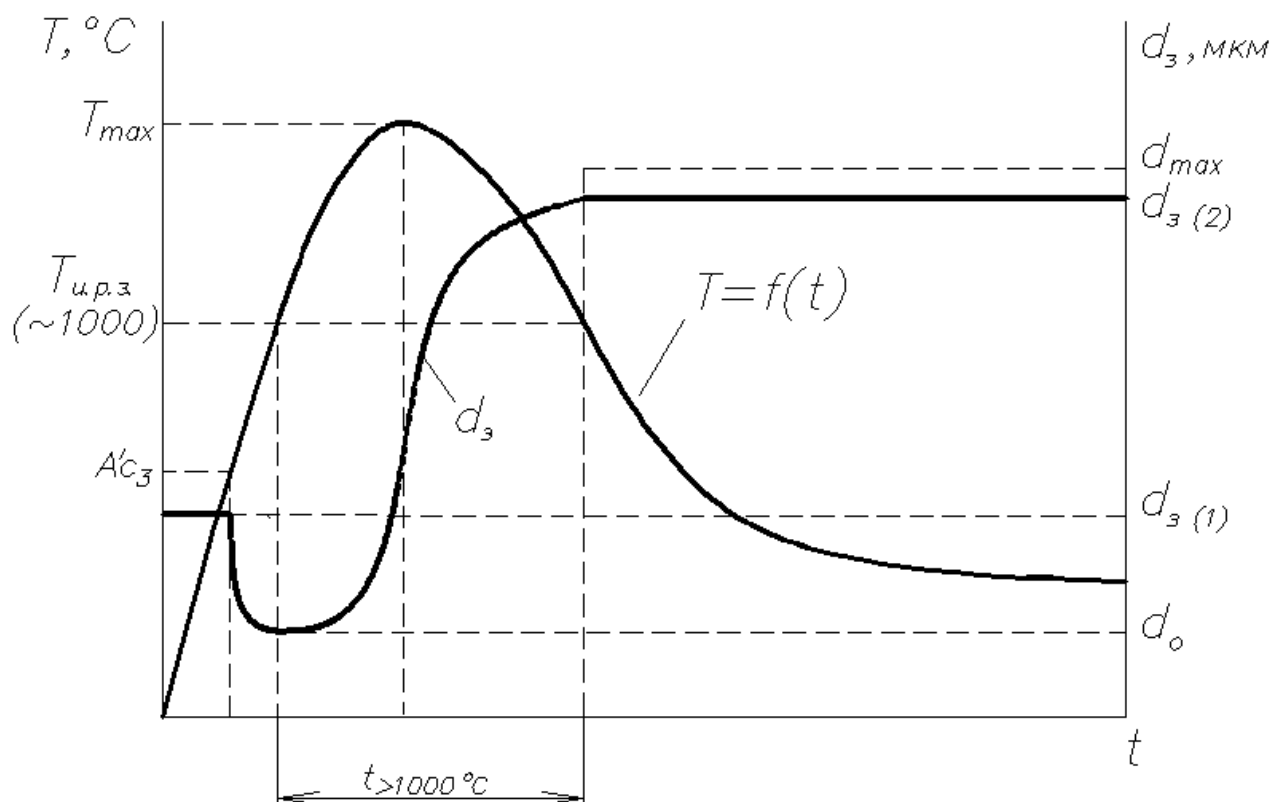


Рис. 1 Схема процесса изменения размера аустенитного зерна в результате перекристаллизации при нагреве в диапазоне температур $A'c_3$ — $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ и последующего их роста при нагреве до T . $T = f(t)$ — сварочный термический цикл, d_3 - размер аустенитного зерна на этапах нагрева и охлаждения при сварке, $T_{н.р.з.}$ — температура начала интенсивного роста зерна, $d_3(1)$ и d_{max} начальный и возможный максимальный размер зерна, d_0 — размер ферритных зерен и перлитных колоний в исходной структуре, $d_3(2)$ — размер действительного бывшего аустенитного зерна.

Так как эти границы весьма разветвлены на каждом участке исходной фазы возникает большое количество мелких зерен аустенита (d_0). При образовании зерен аустенита вместе с перестройкой ОЦК решетки в ГЦК решетку возникает новая кристаллографическая ориентация зерен и происходит перераспределение дефектов кристаллической решетки. В результате исчезают границы бывших аустенитных зерен, если они сохранились в исходной структуре, ($d_3(1)$) и образуются новые границы при

стыковке растущих зерен. После завершения этого процесса образуются так называемые начальные зерна аустенита (d_0). Чем дисперснее исходная структура стали, т. е. чем больше протяженность межфазных поверхностей, на которых образуются зародыши зерен аустенита, тем меньше размер начального аустенитного зерна.

Рост зерна аустенита характерен для ОШЗ, нагреваемой до высоких максимальных температур ($T_{\max}$ до T_c). Интенсивный рост начинается после достижения некоторой критической температуры интенсивного роста зерна ($T_{и.р.з}$). По значению $T_{и.р.з}$ различают стали наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые. По данным практики термической обработки $T_{и.р.з}$ для наследственно мелкозернистых сталей составляет приблизительно выше 1000°C , рост аустенитного зерна у крупнозернистых сталей начинается сразу при температуре выше A_{c3} . Согласно стандарту природную зернистость стали оценивают баллом зерна, которое формируется после восьмичасовой выдержки стали при 950°C (мелкозернистые стали имеют 5...6 балл зерна (средний диаметр- 63...45 мкм), крупнозернистые – 1...4 балл (средний диаметр- 250...90 мкм) соответственно [1].

Значение $T_{и.р.з}$ у наследственно мелкозернистых сталей зависит от состава стали и метода раскисления при ее выплавке, т.е. наличия количества и размера труднорастворимых примесей (карбидов, нитридов и неметаллических включений). Спокойные низко- и среднелегированные стали являются наследственно мелкозернистыми.

Рост зерна происходит в результате собирательной рекристаллизации, ведущий процесс которой – миграция границ зерен. Мелкодисперсные частицы примесей замедляют миграцию границ и препятствуют росту зерна.

Рост зерна происходит как на этапе нагрева, так и на этапе охлаждения. Соотношение приращения размера зерна на этих этапах зависит от состава стали и теплового режима сварки $q/(v\delta)$ и температуры подогрева. Для заданного состава стали конечный размер зерна в ОШЗ находится в

зависимости от параметра сварочного термического цикла – времени пребывания выше 1000°C ($t_{>1000}$).

При сварке углеродистых и большинстве низколегированных сталей в процессе сварки дуговыми способами и особенно при электрошлаковой сварке аустенитное зерно в ОШЗ иногда вырастает до весьма больших размеров $d_{3(2)}$ (350—400 мкм). Для каждой стали в зависимости от состава характерен определенный максимальный размер зерна (d_{max} на рис. 1).

. Мелкодисперсные частицы карбидов и неметаллических включений препятствуют росту зерна. При сварочном нагреве пребывание в диапазоне температур $T_{\text{н.р.з}} - T_c$ приводит к растворению карбидов. По степени повышения термической устойчивости карбиды располагаются в ряд— Fe_3C , Mn_3C , Cr_7C_3 (фазы замещения), Mo_2C , VC , WC , TiC , NbC , ZrC (фазы внедрения), и соответствующие им температуры растворения в аустените лежат в пределах $900\text{--}1300^{\circ}\text{C}$. [1,2]. Неметаллическими включениями в сталях являются: оксиды (в основном корунды и силикаты), сульфиды, оксисульфиды (в виде оболочки сульфидов вокруг корундов) нитриды и карбонитриды (TiN , AlN , ZrN , TiCN , VCN , Nb CN , образующихся при содержании азота свыше стандартного значения порядка 0.008%). Практически все легирующие элементы образуют сульфиды типа MeS . По степени повышения склонности к образованию сульфидов элементы располагаются в ряд: Fe , W , Mo , Al , Cr , V , Nb , Mn , Ti и РЗМ. В суммарном объеме всех неметаллических включений в стали сульфиды составляют приблизительно 60%. Неметаллические включения обладают более высокой термической стойкостью, чем карбиды, и температуры их растворимости в аустените находятся в диапазоне $1300\text{—}1400^{\circ}\text{C}$.

При больших скоростях нагрева и относительно высоких скоростях охлаждения, т.е. ограниченном времени пребывания металла при высоких температурах, может иметь место неполное растворение карбидов и практическое сохранение неметаллических включений (форсированные режимы дуговой сварки, сварка концентрированными источниками нагрева).

Применительно к стандартным спокойным низколегированным сталям при дуговых способах сварки размер аустенитного зерна можно с инженерной точностью рассчитать, воспользовавшись соотношением металлофизики, адаптированным к термическим условиям сварки [3]:

$$d_3 = 2 \left[\left(\frac{d_0}{2} \right)^2 + 2A \int_{t_0}^t e^{\frac{-Q_p}{kT}} dt \right]^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

где, T -- текущая температура сварочного термического цикла, A и Q_p -- константы, определяющие массоперенос (перемещения атомов в процессе миграции границ зерен), k -- постоянная Больцмана, Дж / К; t и t_0 - время достижения температуры $T_{и.р.з}$ на стадии нагрева и охлаждения, с.

При расчетах для спокойной стали значения d_0 [см], A [см²/с], и Q_p [Дж], определяют регрессионными зависимостями, полученными статистической обработкой экспериментальных данных [4]:

$$d_0 = (0,141313 + 6,0822C) \cdot 10^{-3}, \dots \quad (2)$$

$$A = 2,24 \cdot 10^{16} e^{-2,54 \cdot 10^2 \frac{S}{C}}, \dots \quad (3)$$

$$Q_p = \left(1,088 - 4,98 \frac{S}{C} \right) \cdot 10^{-18}, \dots \quad (4)$$

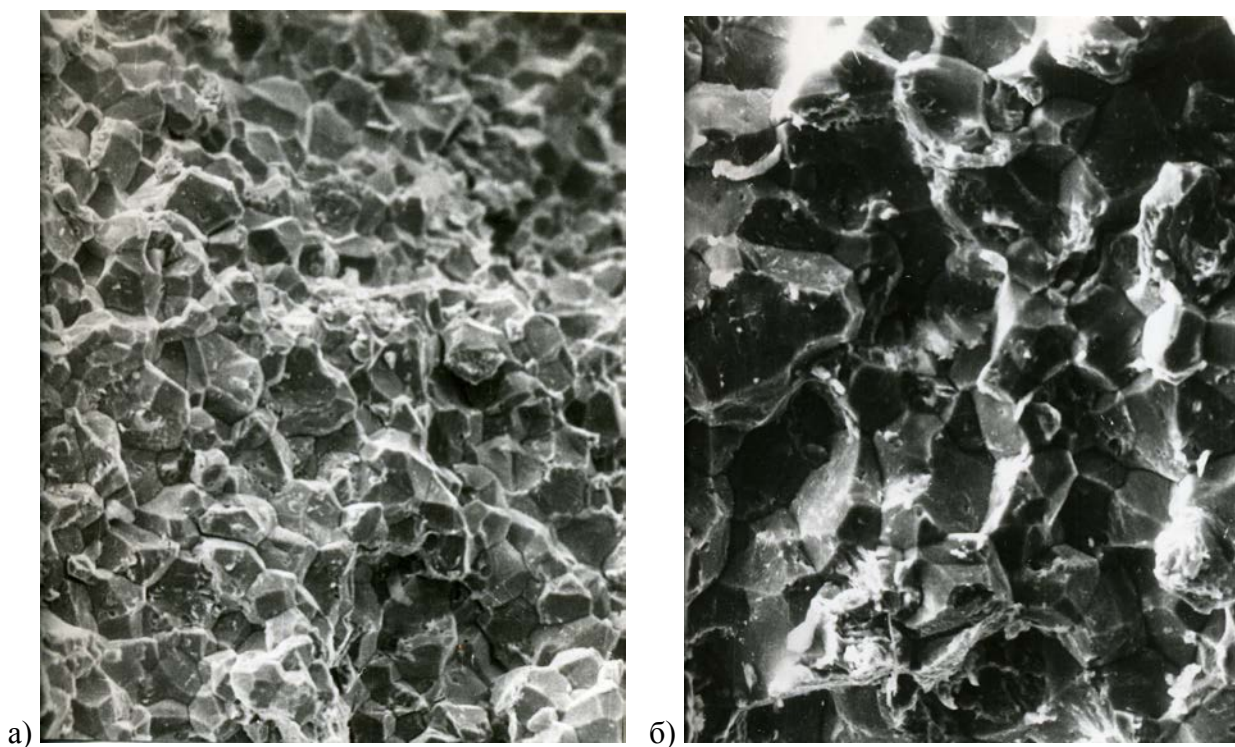
$$d_{\max} = 5,5168 \cdot 10^{-2} - 0,1851 \frac{S}{C} \dots \quad (5)$$

где, S и C – содержание серы и углерода в стали, % ;

Уравнение (1) решается методом приближенного интегрирования численным методом с помощью компьютерных процедур расчета.

Регрессионные уравнения получены статистической обработкой результатов массового эксперимента по «выращиванию» аустенитного зерна в условиях сварочного термического цикла. Применялись имитационные образцы, используемые для испытаний на замедленное разрушение [2], варьировались химический состав сталей ($C=0.10...0.40$ %; $S= 0.005...0.03$ % , а также Mn, Cr, Mo, V) и сварочный термический цикл ($T_{\max} = 1350$ °С и

$t_{>1000} = 1 \dots 400$ с). Наиболее сложной задачей при проведении экспериментов было выявление границ бывших аустенитных зерен. Методы, основанные на химическом травлении, оказались мало эффективны для образцов, особенно получивших закалку на мартенсит. Был разработан и применен «фрактографический» метод, предусматривающий электрономикроскопический анализ хрупкого межзеренного излома образца[5]. Образец после нагрева имитационным сварочным термическим циклом, закаливался в воду с температуры 1000°C , наводороживался электролитическим способом до состояния водородной хрупкости, на нем наносился надрез и производилось его хрупкое разрушение. Размер зерна определялся измерением фасеток излома, принятых за размер бывших аустенитных зерен. Виды хрупких изломов приведены на рис.2.



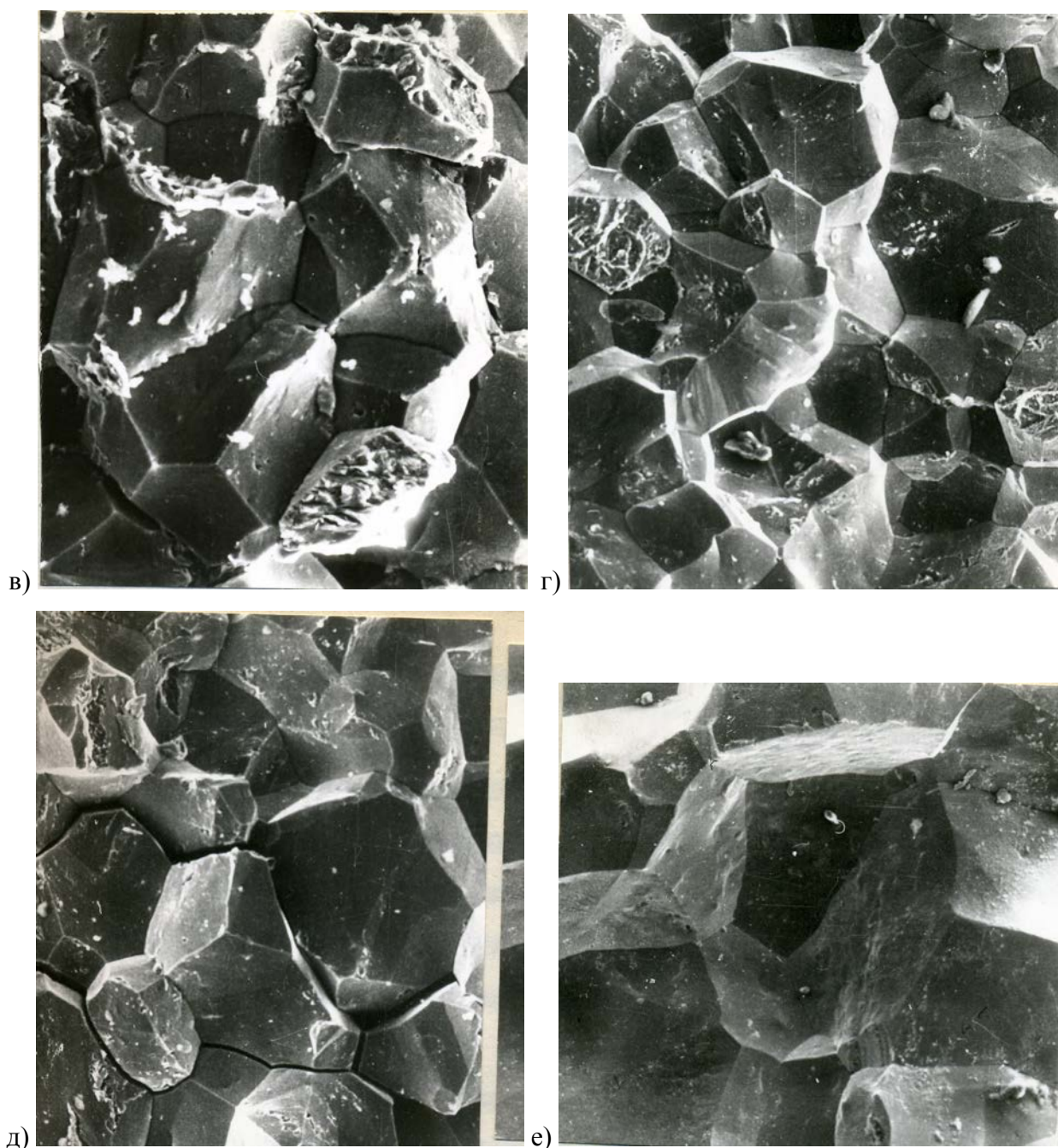


Рис. 2 Хрупкие межзёренные изломы наводороженных образцов, моделирующих ОШЗ сварных соединений.

- а) ст. 14Х2Н3МА, $t > 1000 = 1$ с, $d_3 = 7 — 8$ мкм, ,
- б) ст. 14Х2Н3МА, $t > 1000 = 10$ с, $d_3 = 48 — 50$ мкм,
- в) ст. 14Х2Н3МА, $t > 1000 = 240$ с, $d_3 = 200 — 210$ мкм,
- г) от. 3ОХН3МФ, $t > 1000 = 30$ с, $d_3 = 180 — 190$ мкм,
- д) ст. 3ОХН3МФ, $t > 1000 = 100$ с, $d_3 = 280 — 290$ мкм,
- е) ст. 3ОХН3МФ, $t > 1000 = 240$ с, $d_3 = 470 — 490$ мкм.

Анализ результатов экспериментов позволил выявить наиболее значимые факторы, определяющие рост аустенитного зерна при сварке стандартных спокойных низколегированных сталей. Этими факторами оказались элементы химического состава стали –углерод и сера. Это можно объяснить, исходя из данных, накопленных практикой в области металлургии и термообработки [1], рассмотренных выше. Углерод увеличивает объем и размер перлитных колоний в исходном состоянии сталей, что приводит к увеличению размера начального зерна аустенита, сера образует основное количество неметаллических включений (сульфидов и окисульфидов), трудно растворимых вплоть до температуры солидуса стали (около 1400 °С). Легирующие элементы, суммарное содержание которых приблизительно одинаково в указанной выше группе сталей, оказались менее значимым фактором, поскольку температура растворения их карбидов в аустените находится в диапазоне 900—1300 °С , т.е при температурах более низких, чем у неметаллических включений.

Значимое влияние серы подтверждается образованием крупного аустенитного зерна (до 150—200 мкм) при сварке сталей, обработанных ВДП и ЭШП, содержание серы в которых составляет 0.007—0.005 % (по сравнению, например со сваркой электродуговой стали с вакуумной разливкой при содержании серы 0.01%, при которой зерно вырастает до 80---90 мкм.

Известен факт из практики английского машиностроения, когда перлитную теплостойкую сталь для изготовления пароперегревателей с содержанием серы менее 0.01% «ресульфировали» до содержания серы 0.02% для исключения ХТ в сварных соединениях.

Влияние углерода и серы на величину аустенитного зерна для стали модельного состава типа 15Х2МФА иллюстрируется на рис.3. При расчете варьировалось содержание $C = 0.1 \dots 0.4\%$ и $S = 0.01 \dots 0.04\%$.

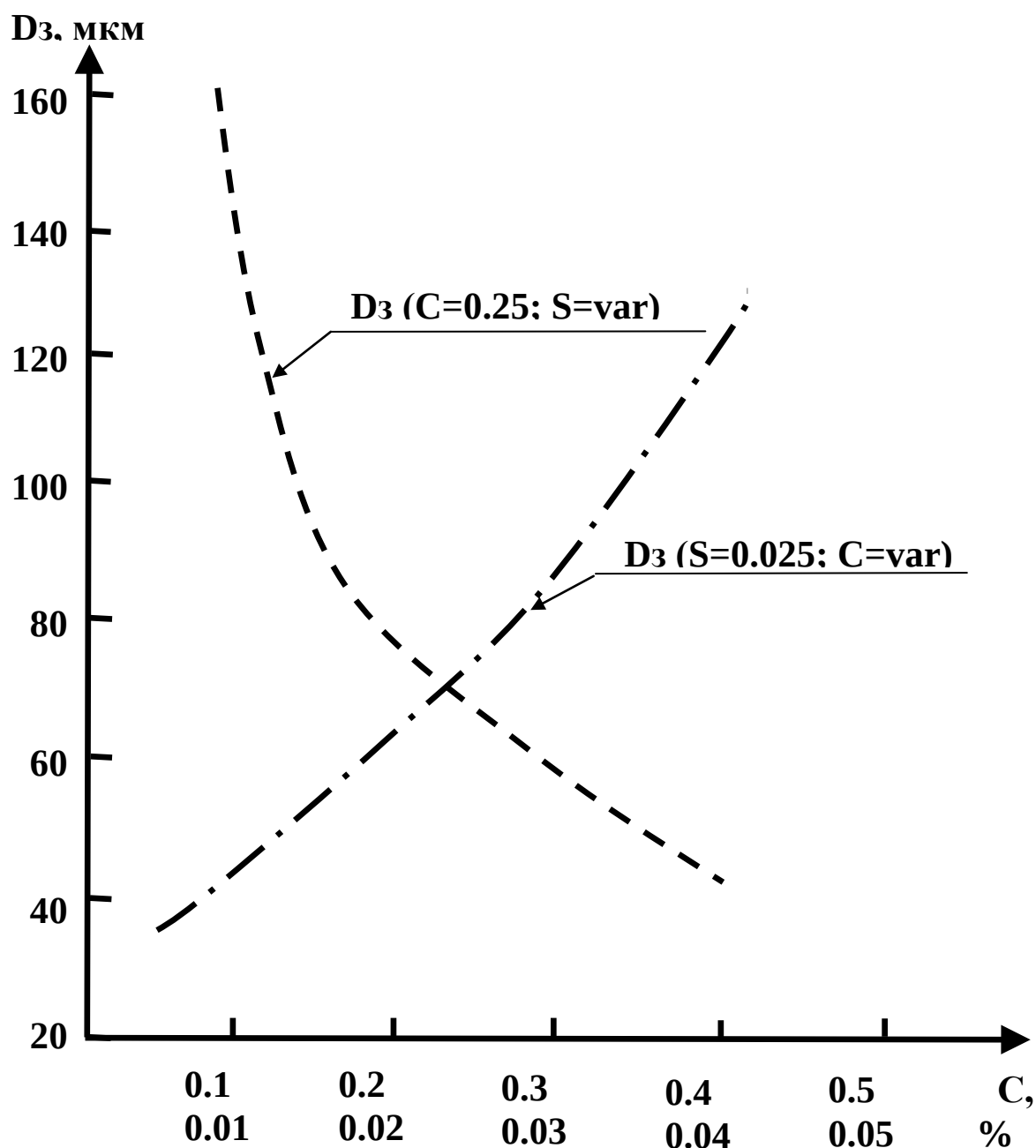


Рис.3 Влияние углерода (C) и серы (S) на величину аустенитного зерна в ОШЗ' сварного соединения стали модельного состава типа ...X2MФА

Влияние крупного аустенитного зерна на свойства ОШЗ проявляется в следующих аспектах. Во первых, границы крупных зерен имеют высокую плотность дефектов кристаллической решетки и вследствие этого высокий уровень поверхностной потенциальной энергии. Это обуславливает высокую степень сегрегации на них растворенных в твердом растворе примесей,

особенно диффузионно-подвижного атомарного водорода. Также имеет место «захват» границами мелкодисперсных неметаллических включений в процессе «миграционного» роста аустенитных зерен. В результате границы имеют пониженную «когезивную» прочность (т.н. «прочность сцепления»). Этим объясняется межзеренный характер разрушения при образовании ХТ при пониженном сопротивлении их возникновению. Большие размеры зерен и пониженная прочность их границ также служат одной из причин пониженной ударной вязкости ОШЗ. Хрупкие участки излома образцов, испытанных на ударную вязкость, имеют смешанный характер разрушения – внутризеренный (по плоскостям «скола») и межзеренный по границам бывших аустенитных зерен. При этом фасетки хрупкого излома соизмеримы с размером зерен.

Во вторых, увеличение размера аустенитных зерен приводит к определенным изменениям кинетики фазовых превращений в процессе охлаждения и характера вторичной структуры ОШЗ. Металл ОШЗ с крупным зерном характеризуется более высокой степенью гомогенизации аустенита по сравнению с металлом с мелким зерном. Первому случаю, как правило, соответствует большая длительность пребывания металла при высоких температурах ($t_{>1000}$) и более полное растворение карбидных частиц в аустените. В результате имеет место понижение температур фазовых превращений в процессе охлаждения и повышение количества низкотемпературных (в том числе «закалочных») фаз в конечной структуре ОШЗ.

На этапе охлаждения в условиях однослойной сварки металл ОШЗ в зависимости от состава стали и скорости может претерпевать различные виды фазовых превращений: мартенситное, бейнитное и феррито-перлитное. При мартенситном превращении сохраняются практически без изменения строения и свойств границы бывших аустенитных зерен, а размеры элементов внутреннего строения мартенсита зависят от размера зерен.

Мартенситное превращение характерно для среднеуглеродистых и легированных сталей при больших скоростях охлаждения ($\omega_{6/5} > \omega_{M2}(95\%M)$), где $\omega_{6/5}$ - скорость охлаждения в диапазоне температур 600 - 500°C).

Бейнитное превращение, называемое также промежуточным, характерно при сварке большинства углеродистых и легированных сталей при скоростях охлаждения в диапазоне w_{M1} (1%M)... w_{M2} (90%M). (рис. 2). Оно происходит в интервале температур $500^{\circ}\text{C} \dots T_{Mn}$, когда самодиффузия железа и диффузия легирующих элементов существенно ослаблена или практически отсутствуют, а диффузия углерода еще достаточно существенна.

Бейнитное превращение сочетает элементы перлитного и мартенситного превращений. Различают верхний (B_v) и нижний (B_n) бейнит, образующихся соответственно в верхней и нижней части температурного интервала превращения. Бейнитному превращению предшествует диффузионное перераспределение углерода в аустените, в результате чего образуются участки, обедненные и обогащенные углеродом. Дифференциация участков по содержанию углерода тем больше, чем выше температура превращения. При образовании B_v в верхней части температурного интервала превращения в обедненных участках возникает пересыщенная углеродом ферритная фаза по мартенситному механизму (низкоуглеродистый мартенсит). В обогащенных участках аустенита выделяются карбиды. Отдельные обогащенные участки не претерпевают бейнитного превращения, а при дальнейшем охлаждении превращаются в мартенсит или остаются в виде A_0 . Бейнит B_v имеет перистое строение. В нем мелкие карбидные образования (в виде коротких палочек) располагаются главным образом между сравнительно крупными пластинками феррита. Иногда B_v называют “игольчатым трооститом”.

При образовании B_n , в нижней части температурного интервала превращения из-за меньшей подвижности углерода ферритная фаза в большей степени пересыщена углеродом, поэтому карбиды выделяются, главным образом, внутри ферритной фазы сразу после ее образования, подобно отпуску мартенсита. По этой причине иногда B_n по структуре и свойствам считают аналогичным отпущенному мартенситу. Строение B_n —

игольчатое с мельчайшими карбидными частицами, расположенными в объеме ферритных пластин.

Верхний бейнит имеет пониженную прочность и невысокие пластичность и вязкость из-за относительно больших размеров составляющих структуры и повышенного количества нераспавшегося A_0 . Нижний бейнит, особенно образовавшийся при температурах на $50...100\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше $T_{\text{мн}}$ наоборот, обладает благоприятным сочетанием указанных свойств.

При непрерывном охлаждении часто ни один вид превращения аустенита не успевает завершиться полностью, а по мере снижения температуры виды бейнитного превращений сменяют друг друга.

Границы бывших аустенитных зерен в металле ОШЗ сохраняются, при этом степень дефектности и уровень сегрегации на них примесей несколько ослаблены. Однако, склонность свежезакаленной структуры нижнего бейнита к межзеренному разрушению, в том числе к ХТ остается достаточно высокой. От размера аустенитных зерен зависит дисперсность бейнитной структуры.

При сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей, содержание углерода в которых не превышает $0,1 - 0,15\%$, и относительно малых скоростях охлаждения ($\omega_{6/5} < \omega_{\text{м1}}$) преобладает феррито-перлитное превращение.

При ферритном и перлитном превращениях, имеющих диффузионный характер, дефекты кристаллической решетки на границах бывших аустенитных зерен перераспределяются на границы ферритных и перлитных зерен и границы аустенитных зерен (как «слабого» дефектного места структуры) исчезают. Однако области, занимаемые ранее аустенитным зерном, «наследуются» в конечной структуре, в пределах которых образуются вторичные ферритные и перлитные зерна. Чем меньше размер бывших аустенитных зерен и ниже температура превращения, тем меньше размер вторичных зерен. С уменьшением их размера повышаются механические свойства металла ОШЗ.

При многослойной сварке фазовый состав структуры и «зеренная» структура (первичные бывшие аустенитные и вторичные зерна) ОШЗ, сформировавшихся при укладке первичного слоя, подвергаются многократному термическому воздействию при укладке следующих слоев шва. При этом различные точки ОШЗ вдоль высоты первичного слоя (от корня до его поверхности) нагреваются вторичным сварочным термическим циклом до различных максимальных температур. Как правило, при типовых режимах дуговой сварки температуры нагрева корневых точек не превышают температур отпуска. В этом случае при развитии процесса диффузии углерода практически отсутствуют самодиффузионные процессы в металле, поэтому велика вероятность сохранения границ бывших аустенитных зерен в мартенситной и бейнитной структурах, образовавшихся при укладке первичного слоя.

Повторный нагрев «срединных» точек по высоте валика до температур в диапазоне A_{c3} —1000 °С в условиях развития самодиффузионных процессов при аустенизации приводит к исчезновению границ бывших аустенитных зерен, формированию новых зерен аустенита малого размера, т.н. начальных зерен. Дефектность границ зерен, характерная для крупных зерен, в этом случае не успевает сформироваться. После охлаждения в пределах малых зерен образуется мелкая вторичная структура. В этом плане понимается принятый в практике термической обработки термин «измельчение зерна в процессе перекристаллизации».

Температура повторного нагрева точек ОШЗ около поверхности первичного слоя (или вблизи корня следующего слоя), как правило, превышает температуру $T_{и.р.з}$, но не достигает максимального значения, характерного для первого термического цикла. В этом случае вырастает достаточно крупное аустенитное зерно, но меньших размеров, чем у корневых точек первичного и последующих слоев.

Рассмотренный выше процесс формирования зеренной структуры ОШЗ многослойного шва и количественные его параметры варьируется в широких

пределах в зависимости от технологии сварки. Последняя определяет количество и размеры сварочных слоев и в соответствии с этим распределение максимальных температур нагрева в точках ОШЗ от корня до поверхности сварного соединения .

Величина бывшего аустенитного зерна и сохранившиеся их границы, представляющие скопления дефектов кристаллической решетки и сегрегаций вредных примесей, являются значимым фактором образования сварочных «холодных трещин» и пониженной ударной вязкости [2,6].

Список литературы.

1. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия. 1986. 544 с.
2. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. М.: Машиностроение, 1981. 247 с.
3. Прохоров Н.Н. Физические процессы в металлах при сварке. Т. 2.. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
4. Макаров Э.Л., Вялков В.Г., Гордиенкова Т.И., Глазунов С.Н. Компьютерные программы для прогнозирования стойкости сварных соединений легированных сталей против образования холодных трещин // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 1988. № 4.
5. Патент на изобретение № 2427835. Способ выявления действительного аустенитного зерна легированных сталей./ Вялков В.Г., Макаров Э.Л., Глазунов С.Н. и др.// Официальный бюллетень. «Изобретения. Полезные модели». 2011. № 8.
6. Сварка и свариваемые материалы : справочник. В 3 т. Т. 1. Свариваемость материалов / ред. Э.Л. Макаров. М.: Металлургия, 1991. 258 с.