



УДК 621.74.045

Репях С. И. /д. т. н./,
Меняйло Е. В. /к. т. н./,Пройдак Ю. С. /д. т. н./,
Хрычиков В. Е. /д. т. н./

Национальная металлургическая академия Украины

К вопросу об образовании горячих трещин в литых изделиях и сварных швах

Основываясь на волновой теории, предложен механизм образования горячих трещин в литых изделиях и их сварных швах, метод определения предельно допустимой скорости деформации литого изделия или металла в сварном шве, предупреждающий образование горячих трещин. По результатам теоретических расчётов установлено, что величина предельно допустимой скорости деформации чистых металлов, в основном, зависит от размеров их зёрен. Ил. 4. Табл. 2. Библиогр.: 5 назв.

Ключевые слова: горячая трещина, скорость деформации, температура, фаза, металл, железо, сталь, чугун

Basing on the wave theory, mechanism of hot cracks formation in cast products and their welded seams, method of determination of maximum deformation speed of cast product or metal in welded seam, preventing formation of hot cracks, is suggested. According to the result of theoretical calculations, it is found that the value of maximum deformation speed of pure metals mostly depends on size of grains.

Keywords: hot crack, deformation speed, temperature, phase, metal, iron, steel, pig iron

Состояние вопроса

Любой литой материал представляет собой в той или иной степени деформированное тело. Причиной этого является торможение его линейной усадки, которое нередко приводит к образованию в литом изделии, сварочном шве или околошовной области горячих трещин.

Согласно современным представлениям образования горячих трещин, их появление обусловлено действием на охлаждающийся материал, характеризующийся низкой деформационной способностью, растягивающих напряжений. Образуются горячие трещины в определённом температурном интервале, называемым температурным интервалом хрупкости (ТИХ) и лежащем в области температуры солидус литого материала. При этом принято считать, что горячие трещины не образуются, если прочность материала в области ТИХ превышает величину возникающих в нём внутренних напряжений. То есть, горячая трещина при температуре t образуется, если:

$$\frac{\sigma}{\sigma_B} > 1 \quad (1)$$

где σ – растягивающие напряжения в материале при температуре t ; σ_B – предел прочности материала при температуре t .

С этой точки зрения повышению стойкости материала отливки к образованию горячих трещин способствует уменьшение размера первичного зерна отливки, например, путём модифицирования сплава, динамического воздействия на кристаллизующийся расплав, образование при кристаллизации сплава второй фазы и т. п., повышение проч-

ности межкристаллитных границ и уменьшение температурного интервала кристаллизации сплава, например, за счёт повышения чистоты сплава по легкоплавким примесям, изменение конфигурации и условий производства отливки и т. д.

В настоящее время, не смотря на значительное число известных способов предупреждения образования горячих трещин, а также гипотез их образования, однозначность в части механизма возникновения горячих трещин отсутствует. Одной из причин этого положения является отсутствие данных о величине предельно допустимой скорости деформации материала при конкретной температуре, когда материал переходит из пластичного состояния в упругое, и в нём может быть реализовано условие (1). Поэтому, исследования, направленные на решение проблемы прогнозирования и предупреждения образования горячих трещин в литых заготовках (отливках, слитках, слябах, заготовках, получаемых на машинах непрерывного литья заготовок), а также в сварных швах и околошовных зонах сварных швов металлов и сплавов, является актуальной.

Цель работы

Определить скорость деформации материала, при котором он переходит из пластичного в упругое состояние.

Основные результаты работы

Согласно современным представлениям, образование горячей трещины возможно только в материале находящемся в упругом состоянии. Данное предположение является одним из основополагающих, но, как показывает практика, недостаточным условием для зарождения горячей трещины.

Это обусловлено тем, что появление напряжений в материале, находящемся в пластичном состоянии, непрерывно упреждается его пластической деформацией, возникающей под действием приложенной к нему нагрузки. Для перехода из пластичного в упругое состояние материал необходимо деформировать (растягивать, сжимать и т. п.) с определённой скоростью (W_ε) при каждой конкретной температуре его охлаждения. В соответствии с этим, горячая трещина должна образовываться в месте (в точке, в сечении) литого материала, в которой выполняется условие

$$K_T = \frac{W_\varepsilon}{W_C} \leq 1, \quad (2)$$

где K_T – параметрический критерий образования горячей трещины; W_C – реальная скорость растяжения материала, либо, поскольку:

$$W_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{MAX}}{\tau}, \quad W_C = \frac{\varepsilon_C}{\tau},$$

где ε_{MAX} – максимальное удлинение материала при данной температуре и скорости растяжения не приводящее к его разрыву; τ – время (продолжительность) деформации; ε_C – величина деформации материала в данной точке (зоне, сечении) отливки при её охлаждении в форме от температуры кристаллизации (температуры солидус, стеклования), то:

$$K_T = \frac{\varepsilon_{MAX}}{\varepsilon_C} \leq 1 \quad (3)$$

Возможность представления критерия «горячей» трещиностойчивости K_T в виде (2) и (3) явилась причиной того, что во многих современных работах по данной проблеме авторы, отмечая важность параметра W_ε , определяют величину ε_{MAX} . При этом теоретически рассчитываемую либо экспериментально определяемую величину ε_{MAX} исследователи не «связывают» со скоростью деформации, либо, определяя предельно допустимую скорость деформации, не учитывают размерный фактор структурных составляющих исследуемого материала, заменяя его показателем темпа деформации и пластичности металла в области ТИХ, величины области ТИХ и т. п.

Описанный выше подход к проблеме возникновения горячих трещин приводит к определённой неоднозначности в трактовке полученных результатов и ограничивает область их применения условиями, при которых они были получены. Выходом из сложившейся ситуации является разработка теории позволяющей проводить расчёты величины W_ε .

Исходя из изложенного, предположили, что на-

рушение сплошности материала в области его ТИХ произойдёт только в том случае, если смежные кристаллы (зёрна) литого изделия будут вести себя как квазичастицы (акустические фононы), характеризующиеся определённой синфазной скоростью смещения атомов в её кристаллических ячейках.

В соответствии с терминологией, принятой в волновой теории, скорость смещения частиц относительно своей точки покоя называют колебательной скоростью. Допустим, что W_ε – это колебательная скорость или мгновенное значение скорости колебательного движения частиц среды при распространении в ней звуковой волны. Исходя из этого, разрушение поликристаллического материала произойдёт, если скорость его деформации превысит некую величину W_ε – предельную синфазную колебательную скорость кристаллической решётки материала.

В этом случае, величину W_ε определяем путём перемножения амплитуды (A) на колебательную частоту атома (ν) при прохождении через кристалл звуковой волны:

$$W_\varepsilon = A \cdot \nu, \quad (4)$$

$$A = z \cdot d, \quad \nu = \frac{w}{a},$$

где d – наибольший из параметров кристаллической решётки материала, м; z – коэффициент; w – скорость распространения продольной звуковой волны в материале при температуре T , м/с; a – размер зерна в направлении распространения продольной звуковой волны, м.

Предположив, что горячая трещина образуется в момент удаления друг от друга смежных атомов в кристаллической решётке на величину, при которой происходит плавление данного материала, коэффициент z вычислим из формулы Линдемана, представив её в виде:

$$z = \frac{\gamma}{2} = \frac{80000}{\Theta^2} \cdot \frac{T_{ПЛ}}{N_A \cdot M \cdot d^2},$$

где γ – предельная относительная величина межатомного расстояния смещения атомов в кристаллической решётке относительно положения их равновесия, при которой начинается плавление вещества; $T_{ПЛ}$ – температура плавления вещества, К; Θ – температура Дебая вещества, К; N_A – число Авогадро ($N_A = 6,022 \cdot 10^{23}$); M – молекулярная масса вещества, кг.

В этом случае:

$$A = \frac{80000}{\Theta^2} \cdot \frac{T_{ПЛ}}{N_A \cdot M \cdot d}.$$

Таким образом, формула (4) будет иметь вид (м/с):

$$W_{\varepsilon} = \frac{80000}{\Theta^2} \cdot \frac{T_{ПЛ}}{N_A \cdot M \cdot d} \cdot \frac{w}{a},$$

либо, с учётом несовершенства строения межкристаллических границ (м/с):

$$W_{\varepsilon} = k \cdot \frac{80000}{\Theta^2} \cdot \frac{T_{ПЛ}}{N_A \cdot M \cdot d} \cdot \frac{w}{a}, \quad (5)$$

где k – коэффициент, учитывающий влияние на рассматриваемый процесс несовершенств межкристаллитных границ, дефектов кристаллов, температуры и т. п.

Тогда предельная скорость синфазного движения кристаллической решётки материала, выраженной в размерности мм/мин, составит:

$$W_{\varepsilon} = k \cdot \frac{48 \cdot 10^8}{\Theta^2} \cdot \frac{T_{ПЛ}}{N_A \cdot M \cdot d} \cdot \frac{w}{a}. \quad (6)$$

Коэффициент несовершенства межкристаллитных границ (k), применительно к отливкам из металлов и их сплавов, зависит от ряда факторов, в числе которых: температурный интервал кристаллизации сплава отливки, несовершенства межкристаллитных поверхностей, обусловленные азимутальным несоответствием главных осей смежных кристаллов, объёмная доля неметаллических фаз и второй металлической фазы при температуре образования горячей трещины в отливке, площадь межкристаллитной поверхности на 1 см² литейной корки, уровень сегрегации неметаллических включений и ликвации примесей, плохо растворимых в твёрдом металле и т. д.

Таблица 1. Исходные данные и результаты расчёта W_{ε} по формуле (4)

Материал	w, м/с	M, кг	T _{ПЛ} , К	Q, К	d, нм	z	W _ε , мм/мин при размере зерна – a (мм)				
							1	2	4	8	16
Fe	5850	0,05585	1812	460	2,868	0,248	24,9	12,5	6,23	3,12	1,56
Ni	5630	0,05870	1726	375	4,170	0,160	22,5	11,3	5,63	2,81	1,41
Co	4720	0,05893	1768	385	4,089	0,161	18,6	9,3	4,66	2,33	1,16
Cr	5940	0,05200	2148	460	2,885	0,312	32,0	16,0	8,01	4,00	2,00
W	5174	0,18358	3695	310	3,160	0,279	27,3	13,7	6,83	3,42	1,71
Mo	6190	0,09594	2890	450	3,147	0,200	23,3	11,7	5,83	2,92	1,46
Cu	4700	0,06355	1356,5	315	3,597	0,221	22,4	11,2	5,60	2,80	1,40
Al	5100	0,02698	933,5	394	4,049	0,181	22,4	11,2	5,60	2,80	1,40
Ti	4140	0,04787	1935	380	4,697	0,169	19,7	9,8	4,92	2,46	1,23
Pb	2160	0,20720	600,6	88	4,860	0,211	13,3	6,6	3,32	1,66	0,83
Zn	4170	0,06538	693	234	4,947	0,105	13,0	6,5	3,25	1,63	0,81
Au	1740	0,19697	1337	170	4,078	0,188	8,0	4,0	2,00	1,00	0,50
Ag	2600	0,10787	1235	225	4,086	0,180	11,5	5,7	2,87	1,43	0,72

Результаты первичной оценки величины W_{ε} по формуле (4) при $k = 1$ для некоторых металлов приведены в табл. 1, а зависимость $W_{\varepsilon} = f(a)$ для Fe и Pb представлена на рис. 1.

Примечание. Исходные данные при 20 °С [2, 3].

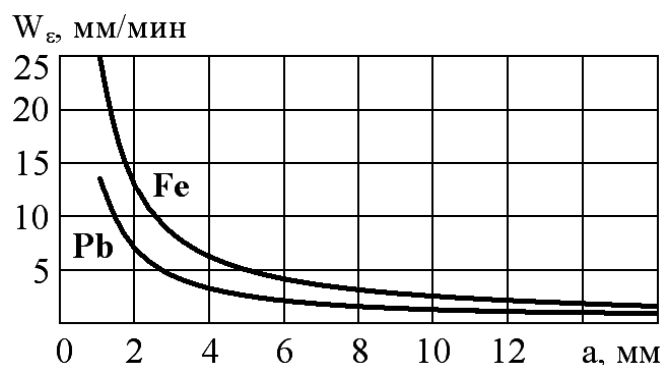


Рис. 1. Влияние размера зерна (a) на предельную скорость синфазного колебательного движения кристаллической решётки железа и свинца (W_{ε})

Анализ данных табл. 1 и хода зависимостей на рис. 1 показывает, что величина z для приведенных в табл. 2 металлов находится в пределах от $\sim 0,1$ до $\sim 0,32$, что согласуется с известными данными [4]. При этом величина W_{ε} находится в экспоненциальной зависимости от размера зерна металла и убывает с его возрастанием. Следовательно, вероятность образования горячей трещины возрастает с увеличением размера зерна.

Следует отметить, что для проведенных расчётов были использованы известные величины d , w , полученные при 20 °С. В связи с этим, с целью оценки влияния температуры на значения предельной скорости синфазного колебательного движения кристаллической решётки W_{ε} провели расчёт для Fe с учётом соответствующих значений параметра ячейки и скорости распространения в нём звука в интервале температур 1300-1539 °С используя данные [2].

Для расчёта, в формуле (4) заменили $T_{пл}$ на T , где T – температура металла. Данные, принятые для расчёта и его результаты приведены в табл. 2 и на рис. 2.

Таблица 2. Предельная скорость синфазного колебательного движения кристаллической решётки Fe при 1300-1539 °C и размерах зерна $a = 1-16$ мм

t, °C	d(t), нм	z	w, м/с	W_{ϵ} , мм/мин при величине a (мм)				
				1	2	4	8	16
1300	2,916	0,215	5754,1	21,6	10,8	5,41	2,70	1,35
1320	2,917	0,218	5752,0	21,9	11,0	5,48	2,74	1,37
1340	2,918	0,220	5749,9	22,2	11,1	5,54	2,77	1,39
1360	2,919	0,223	5747,9	22,5	11,2	5,61	2,81	1,40
1400	2,921	0,229	5743,9	23,0	11,5	5,75	2,88	1,44
1420	2,922	0,231	5742,0	23,3	11,6	5,82	2,91	1,45
1440	2,923	0,234	5740,1	23,6	11,8	5,89	2,94	1,47
1460	2,923	0,237	5738,3	23,8	11,9	5,96	2,98	1,49
1480	2,924	0,239	5736,5	24,1	12,1	6,03	3,01	1,51
1500	2,925	0,242	5734,8	24,4	12,2	6,09	3,05	1,52
1520	2,926	0,245	5733,1	24,7	12,3	6,16	3,08	1,54
1539	2,927	0,248	5731,5	24,9	12,5	6,23	3,11	1,56

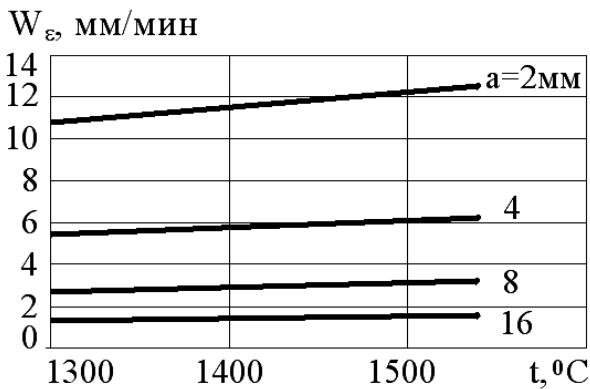


Рис. 2. Влияние температуры (t) и размера зерна (a) на предельную скорость синфазного колебательного движения кристаллической решётки железа (W_{ϵ})

Анализ результатов показывает, что величина предельной скорости синфазного колебательного движения кристаллической решётки железа, выше которой происходит образование горячей трещины, возрастает с увеличением как температуры, так и величины макрозерна литого изделия. При этом возрастание W_{ϵ} с повышением температуры железа невелико. То есть для инженерных расчётов величины W_{ϵ} можно использовать значения d и w полученные при 20 °C.

Как было отмечено выше, на величину W_{ϵ} также оказывает влияние ряд факторов, в числе которых: фазовое состояние литого материала при температуре кристаллизации, чистота сплава по легкоплавким примесям и неметаллическим включениям и т. п. Экспериментальным подтверждением дан-

ного заключения являются, например, зависимости, величины предела прочности при растяжении серого чугуна от температуры (t) и скорости (W_{ϵ}) деформации (рис. 3а), а также максимально допустимой скорости деформации от температуры при $\sigma_B = 0$ (рис. 3б). Зависимости на рис. 3 построены по результатам обработки данных [1].

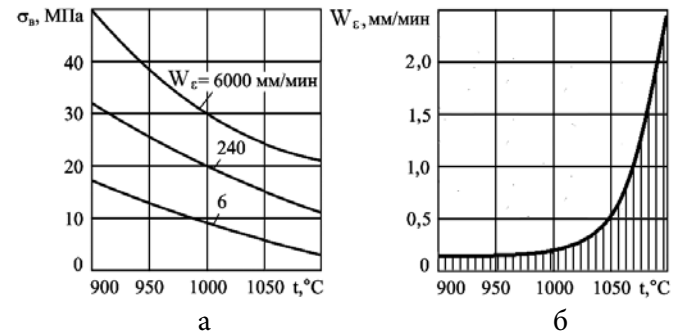


Рис. 3. Зависимость величины предела прочности при растяжении (σ_B) серого чугуна от температуры (t) и скорости (W_{ϵ}) деформации (а), и условия существования чугуна (б) в пластичном (область заштрихована) и упругом (область не заштрихована) состояниях (обработка данных [1])

Анализ зависимостей на рис. 3 показывает, что $\sigma_B = f(W_{\epsilon}, t)$ понижается как с увеличением температуры чугуна, так и со снижением скорости его деформации. Поэтому значения W_{ϵ} , лежащие выше кривой на рис. 3б, соответствуют упругому состоянию чугуна, а значения, лежащие ниже кривой – его пластичному состоянию.

Сравнительный анализ зависимостей, представленных на рис. 2 и рис. 3б свидетельствует, что:

1. Расчетные (для железа) и экспериментальные (для чугуна) величины W_{ϵ} имеют значения одного порядка и уменьшаются с понижением температуры.
2. Расчетные (для железа) значения величин W_{ϵ} больше экспериментальных (для чугуна) значений, поскольку чистое железо является однофазным материалом, не имеет температурного интервала кристаллизации и, соответственно, характеризуется высокой стойкостью по отношению к образованию горячих трещин.
3. Экспериментальные (для чугуна) величины при приближении температуры чугуна к его температуре солидус резко возрастают, что, по-видимому, связано с более интенсивным увеличением пластичности чугуна, имеющего сложную многофазную структуру, в состав которой помимо железа и углерода входят Si, Mn, P, S.
4. В соответствии с п. 3 необходимо провести разработку коэффициента k в принятой для расчётов математической модели применительно к различным типам сплавов.

Необходимость изучения коэффициента k также подтверждается известной зависимостью склонности литого материала к образованию горячих

трещин от температурного интервала его затвердевания, фазового состава сплава при его кристаллизации в области ТИХ и т. д.

В частности, к числу известных технологических приёмов предупреждения образования горячих трещин в литых изделиях относится использование сплавов с двухфазной структурой. Например, известно, что хромоникелевые сплавы с содержанием в структуре феррита в количестве не менее 5-7 % по объёму резко повышают стойкость сталей к образованию горячих трещин.

В теории сварки данную закономерность объясняют тем, что сплав с однофазной структурой, как правило, имеет крупнозернистую кристаллическую структуру со столбчатыми кристаллами и, соответственно, низкую деформационную способность. Эти обстоятельства, по-видимому, и являются причинами высокой склонности однофазного сплава к образованию в нём горячих трещин. В случае, когда при кристаллизации образуется аустенито-ферритная (феррито-аустенитная) структура, проходят процессы, приводящие к повышению «горячей» трещиностойкости стали. А именно:

- зерно литого изделия измельчается и дезориентируется;
- утончаются межкристаллитные границы;
- в междендридных зонах снижается концентрация легкоплавких химических соединений при увеличении протяжённости межзеренных границ, что обусловлено измельчением зерна в отливке;
- повышается прочность межзеренных границ за счёт большего растворения в ферритной составляющей стали таких неблагоприятных, с точки зрения образования горячих трещин, примесей стали, как S, P, Si.

Зависимость предельной скорости растяжения затвердевающего металла в сварном шве от содержания ферритной составляющей в аустенитных сталях представлена на рис. 4 [5].

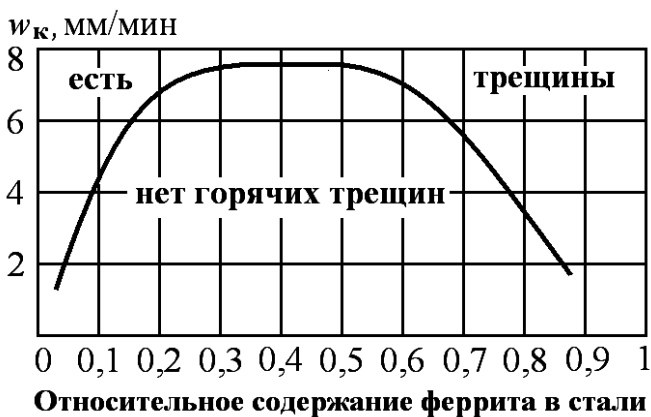


Рис. 4. Зависимость влияния количества феррита в аустенито-ферритных (феррито-аустенитных) хромоникелевых сталях на величину предельной скорости их деформации и образование горячих трещин в сварных швах [5]

Из анализа зависимости на рис. 4 следует, что с повышением второй фазы в аустенито-ферритных (феррито-аустенитных) хромоникелевых сталях величина предельной скорости их деформации при затвердевании и охлаждении в области ТИХ возрастает и, соответственно, понижается вероятность образования горячих трещин. Причем значения w_k (см. рис. 4) и значения W_ϵ (см. рис. 2) – величины одного порядка.

Выводы

1. Разработана математическая модель образования горячих трещин в металлах и сплавах, основанная на положении о том, что нарушение сплошности материала происходит только в случае, если смежные кристаллы (зёрна) будут вести себя как квазичастицы (акустические фононы), характеризующиеся определённой синфазной скоростью смещения атомов в их кристаллических ячейках.
2. Представив зерно литого материала как квазичастицу (фонон), рассчитали величину скорости деформации металла при которой он переходит из пластичного в упругое состояние способствующее возникновению горячих трещин в материале.
3. По результатам теоретических исследований установлено, что при прочих равных условиях решающим фактором, предупреждающим образование горячей трещины, является размер зёрен литого материала. При этом с уменьшением размера зёрен возрастает стойкость материала к образованию горячих трещин.
4. Расчётные значения величин предельно допустимых скоростей деформации литых материалов при их охлаждении в форме находятся в удовлетворительном соответствии с известными экспериментальными данными.

Библиографический список

1. Машиностроение. Энциклопедия / Ред. Сонет: К. В. Фролов (пред.) и др. Сталь. Чугун. Т. II-2 / Г. Г. Мухин, А. И. Беляков, Н. Н. Александров и др.; Под общ. ред. О. А. Банных и Н. Н. Александрова. – М.: Машиностроение. 2001. – 784 с.
2. Регель А. Р. Физические свойства электронных расплавов / А. Р. Регель, В. М. Глазов – М.: Наука, 1980. – 296 с.
3. Мелвин-Хьюз Э. А. Физическая химия / Э. А. Мелвин-Хьюз // Кн. 2, пер. с англ. – М.: Иностранная литература, 1962. – 454 с.
4. Пайнс Д. Элементарные возбуждения в твёрдых телах / Д. Пайнс // Перевод с англ. Ю. В. Гуляева под ред. В. Л. Бонч-Бруевича – М.: Мир, 1965. – 382 с.
5. Электронный ресурс: Особенности сварки легированных сталей. Режим доступа – <http://промпортал.su/legstal4>

Поступила 26.02.2014