1) правые два, крупные, бобовидные или «кофейные зерна» – панкреатические ЛУ, если следовать указаниям М.Р. Сапина и Э.И. Борзяка (1982) для ЛУ человека. Они лежат дорсальнее большой кривизны желудка, около пилоруса («каудальные желудочные» ЛУ), при удалении желудка остаются на дорсальном крае ПЖ, около селезеночной вены;

2) левые два ЛУ, в 2-3 раза меньше правых, овальные – селезеночные, находятся на месте изгиба или раздвоения тела ПЖ (переход в хвост), около ворот селезенки, между 2 ее краниальными венами. Хвост ПЖ прилежит к висцеральной поверхности каудальной части селезенки, между ЛУ и ее краниальной частью определяется желудочно-селезеночная связка. Таким образом, в бассейне чревной артерии белой крысы размещаются 6-7 висцеральных ЛУ, главным образом в связи с воротной и селезеночной венами.

Технические науки

УСЛОВИЯ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ПОСЛЕДУЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Муратов В.С., Морозова Е.А., Дворова Н.В.

Самарский государственный технический университет, Самара, e-mail: muratov@sstu.smr.ru

Исследования выполнены на пластинах толщиной 5 мм из сплава Д16. После нагрева до температуры 500 °С пластины локально деформировались коническим стальным индентором. При этом реализованы температурные режимы деформации, отличающиеся скоростью охлаждения сплава с температуры конца деформации и длительностью подстуживания $\tau_п$ на воздухе до или после деформации. Величина $\tau_п$ варьировалась в пределах от 0 до 60 с.

Глубина проникновения индентора составляла 5 мм при ширине зоны внедрения на поверхности пластины ~ 4-5 мм. Вокруг зоны внедрения формируется зона повышенной травимости, соответствующая области вдавленного металла. Глубина этой зоны может достигать 5-6 мм. Измерение твердости проводились в разных направлениях и расстояниях от зоны внедрения

При отсутствии подстуживания ($\tau_п = 0$) и последующей термической обработки в случае охлаждения в воде средний уровень твердости выше, чем в случае охлаждения на воздухе. Это проявляется как в зоне деформации, так и вдали от нее. Повышенную твердость в случае ускоренного охлаждения можно объяснить, во-первых, частичной закалкой и упрочнением при естественном старении сплава; во-вторых, торможением процессов рекристаллизации.

Установлено, что при последующей термической обработке (закалка и естественное старение) уровень твердости в различных участках образца определяется наличием подстуживания, скоростью охлаждения после деформации и координатой замера относительно зоны деформации.

КРИТЕРИЙ ХЛАДНОЛОМКОСТИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

Сибилев А.В., Мишин В.М.

СевКавГТУ, Ставрополь, e-mail: sibilevalexander@yandex.ru

Весьма актуальной является разработка критерия вязко-хрупкого перехода стальных образцов и деталей, который был бы применим в расчетах на прочность деталей с учетом концентраторов напряжений и их геометрии и был бы основан на физико-механических свойствах непосредственно стали, а не конкретных образцов из данной стали.

Целью данной работы являлась разработка физико-механических основ критерия вязко-хрупкого перехода, который бы учитывал характеристики сопротивления металла деформации и разрушению, а также основной комплекс совокупно действующих факторов (внешних и внутренних), ответственных за переход стального образца или детали из вязкого состояния в хрупкое. Такой температурный критерий позволил бы прогнозировать критическую температуру хрупкости образцов произвольной формы или деталей с концентраторами напряжений по результатам испытаний стандартных образцов. Полагали, что в основу механизма такого температурного критерия может быть положен критерий локального разрушения – критическое максимальное локальное растягивающее напряжение (σ_F), инвариантное (независимое) к таким внешним факторам, как геометрия концентраторов напряжений и образцов, скорость нагружения и температура испытаний [1].

Рост $\sigma_{11мах}$, локализованного вблизи границы пластической и упругой зон, обеспечивается за счет стеснения деформации в пластической зоне перед надрезом. Максимальное локальное растягивающее напряжение в процессе нагружения образца связано с пределом текучести $\sigma_т(T, de/dt)$, зависящим от температуры (T) и скорости нагружения (de/dt), и перенапряжением (Q), являющимся функцией нагрузки, геометрии концентратора напряжений, образца и способа нагружения [1]:

$$\sigma_{11мах} = \sigma_т(T, de/dt)\, Q \qquad (1)$$

Перенапряжение Q характеризует превышение максимальным локальным растягивающим напряжением предела текучести стали. При некотором уровне нагрузки – нагрузке общей текучести $P_{от,}$ рост $\sigma_{11мах}$ за счет стеснения деформации прекращается и перенапряжение достигает своего максимального значения $Q_{от}$ [1].

Соответственно максимальное локальное растягивающее напряжение перед надрезом при нагрузке общей текучести достигает своего наибольшего значения _критического максимального локального растягивающего напряжения (δ_F).

$$\sigma_F = \sigma_{11мах} = \sigma_т(T_{кр}, de/dt)\, Q_{от.} \qquad (2)$$

Хрупкое разрушение сколом образцов с надрезом зависит от внутренних и внешних факторов. Внутренние факторы отражают структурно-чувствительные свойства стали: прочность и текучесть, а внешние определяют условия и характер воздействия на металл – температура, скорость нагружения, геометрия детали и концентраторов напряжений.

Представляется возможным связать внутренние (критическое максимальное локальное растягивающее напряжение сколом и предел текучести) и внешние факторы (температуру испытаний, скорость нагружения, геометрию концентратора напряжений и образца). При этом исходили из предположения, что такая связь существует на верхней температурной границе применимости силового критерия разрушения сколом.

Существует температура, при которой в образцах различных геометрий σ_{11max} может достигнуть критического значения – σ_F [1].

$$\sigma_{11max}\,(T_{кр}) = \sigma_{F.} \qquad (3)$$

Причем эта критическая температура зависит от остроты концентратора напряжений. Эта температура ($T_{кр}$), в дальнейшем называемая критической температурой хрупкости, феноменологически соответствует температуре, при которой нагрузка общей текучести $P_{от}$ достигает разрушающей нагрузки $P_р$. Условие локального разрушения при этом имеет вид:

$$\sigma_F = \sigma_т(T_{кр}, de/dt)\, Q_{от}. \qquad (4)$$

где $Q_{от}$ – перенапряжение общей текучести образца с концентратором напряжений.

Известно, что зависимость предела текучести $\sigma_т(T, de/dt)$ от температуры испытаний (T) и скорости нагружения (de/dt) имеет вид:

$$\sigma_т\left(T, de/dt\right) = \sigma_т\left(T_0, de/dt\right)\exp\left\{\left[\beta\left(\frac{11}{TT} - \frac{}{o}\right)\right]^n\right\} \qquad (5)$$

где $\sigma_т(T_0, de/dt\ )$ – предел текучести при комнатной температуре, определенный при скорости нагружения (de/dt), T_0 = 293 К, β, n – коэффициенты, зависящие от типа стали.

Выразив критическую температуру хрупкости явным образом из (3) получили зависимость $T_{кр} = F(\sigma_F;\ \sigma_т;\ Q_{от})$, учитывающую влияние сопротивления разрушению (σ_F), текучести ($\sigma_т$) (зависящей от скорости нагружения de/dt) и геометрии образца, концентратора напряжений и способа нагружения ($Q_{от}$):

$$T_{кр} = [1/T_0 + (\ln(\sigma_F/(Q_{от}\cdot\sigma_т(T_0, de/dt))))^{1/n}/\beta]^{-1}, \qquad (6)$$

где β, n коэффициенты связи предела текучести с температурой, зависящие от марки стали и приведенные в известных справочниках; T_0 – нормальная температура (20 °С); $\sigma_т$ – предел текучести при нормальной температуре (T_0).

Полученное выражение (6) дает возможность расчетом определить критические температуры хрупкости стальных образцов или деталей с концентраторами напряжений различных типов. Для этого необходимо знать критическое максимальное локальное напряжение (σ_F) предел текучести стали при комнатной температуре (T_0), определенный при скорости нагружения, равной скорости нагружения зоны локального разрушения детали, коэффициенты n и β и перенапряжение общей текучести исследуемого образца или детали ($Q_{от}$).

Критическое максимальное локальное растягивающее напряжение σ_F определяли по испытаниям образцов с U-образным надрезом при скорости нагружения 2,20 и 200 мм/мин. Экспериментальное определение критических температур хрупкости заключалось в установлении температуры, при которой нагрузка общей текучести равна разрушающей нагрузке.

С другой стороны вычисляли по формуле (6) критические температуры хрупкости для образцов на растяжение с надрезом различной геометрии: углами раскрытия 120, 60, 30º.

Сравнение расчетных и экспериментальных критических температур хрупкости образцов с различными концентраторами напряжений показывает хорошую сходимость результатов и возможность прогнозирования критических температур хрупкости образцов или деталей с учетом их геометрии по результатам испытаний стандартных образцов по формуле (6).

Экспериментальная проверка выражения (6) по учету скорости нагружения, проведенная на стальных образцах (10 кп) с углами раскрытия надрезов 30, 60 и 120 градусов при различных скоростях нагружения (2, 20 и 200 мм/мин) показала его работоспособность.

Таким образом, критическая температура хрупкости образцов или деталей с концентраторами напряжений может быть определена расчетным путем по экспериментально определенной характеристике прочности стали – критическому максимальному локальному растягивающему напряжению σ_F, температурной зависимости предела текучести и перенапряжению общей текучести.

Список литературы

1. Нотт Д.Ф. Основы механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
2. Мишин В.М., Кислюк И.В., Саррак В.И. Анализ влияния легирования на порог хладноломкости железа в рамках схемы Иоффе-Орована // Физика металлов и металловедение. – 1991. – №7. – С. 188-192.

РАЗДЕЛЕНИЕ СИЛОВОЙ И ТЕРМОАКТИВАЦИОННОЙ КОМПОНЕНТ РАЗРУШЕНИЯ

Шиховцов А.А., Мишин В.М.

Северо-Кавказский государственный технический университет, Ставрополь, e-mail: muratov@sstu.smr.ru

Существуют структурные состояния стали, при которых вклад процессов термоактивации в процесс разрушения имеет определяющее значение при комнатных температурах. К ним относится закаленное состояние стали, для которого возможна реализация замедленного разрушения при комнатной температуре [1, 2].

Целью работы является разделение силовой и термоактивационной компонент разрушения.

Наличие в мартенситной стали локальных остаточных внутренних микронапряжений приводит к появлению локальных областей в вершинах мартенситных кристаллов с повышенной потенциальной энергией [1, 2].

Полагали, что зависимость времени до разрушения может быть описана выражением (1) [2]:

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp\frac{\gamma(\sigma_{вн}) \cdot (\sigma_F - \sigma_{11max})}{KT}. \qquad (1)$$

Рассчитывали разрушающие максимальные локальные растягивающие напряжения перед надрезами σ_{11max}, в месте действия которых происходит зарождение трещины при хрупком разрушении. Расчет σ_{11max} по экспериментально определенным значениям разрушающих нагрузок проводили при помощи метода конечных элементов [1, 3].

Выражение (1), моделирует зависимость времени до зарождения трещины от структурно-чувствительной характеристики сопротивления стали локальному разрушению σ_F, соответствующей силовому (безактивационному) разрушению, и σ_{11max} – максимального локального растягивающего напряжения, вызванного внешней нагрузкой и действием концентратора напряжений, в месте действия которого зарождается трещина [1]. Термически активированный объем – γ – определяется как тангенс угла наклона кривых замедленного разрушения, характеризует склонность стали к замедленному разрушению.

При замедленном хрупком разрушении высокопрочных сталей напряжение разрушения σ_{11max} уменьшается с ростом длительности приложения нагрузки. Снижение прочности высокопрочной стали может происходить и в процессе нагружения при малых скоростях деформации за счет протекания замедленного разрушения.

Сталь с пренебрежимо низким уровнем остаточных внутренних микронапряжений (закалка, низкий отпуск), как показали испытания, не склонна к замедленному разрушению в диапазоне температур 77-293 К при статическом нагружении. Хотя как в первом, так и во втором состояниях стали разрушение происходит ниже критических температур хрупкости, характеры зависимости разрушающего σ_{11max} от скорости нагружения для этих состояний различны.

Таким образом, склонность к замедленному разрушению стали с высоким уровнем остаточных внутренних микронапряжений уменьшается с увеличением скорости нагружения и с понижением температуры. Причем существует такая температура, при которой замедленное хрупкое разрушение не выявляется при скоростных испытаниях. Увеличение скорости нагружения стали с высоким уровнем остаточных внутренних микронапряжений при температурах 293 и 170 К приводит к увеличению разрушающего σ_{11max}, причем снижение температуры скоростных испытаний приводит как к увеличению величин разрушающих σ_{11max}, так и снижению зависимости разрушающего σ_{11max} от скорости нагружения.

Было установлено, что ниже 77 К разрушающее σ_{11max} стали с высоким уровнем остаточных внутренних микронапряжений не зависит от скорости нагружения. Лавинное распространение зародившейся трещины происходит при одном и том же уровне σ_{11max}, в месте действия которого она зарождается. На этом же рисунке показан уровень критического $\sigma_{11max} = \sigma_F$ этой стали в состоянии, отличающемся пренебрежимо низким уровнем остаточных внутренних микронапряжений. При 77 К значения разрушающих σ_{11max} закаленной стали после кратковременного отдыха и низкоотпущенной стали совпадают. При этой температуре критическое σ_{11max} стали с пренебрежимо низким уровнем локальных остаточных внутренних микронапряжений равно разрушающему σ_{11max} стали с высоким их уровнем независимо от скорости нагружения (в указанном диапазоне скоростей нагружения).

В предельном случае, при достаточно низкой температуре образование зародышевой трещины происходит по достижении локальным напряжением σ_{11max} критического значения σ_F по силовому безактивационному механизму.

Преобразуем уравнение (1), выразив напряжение сопротивления сколу σ_F в явном виде (2-4):

$$\frac{\tau}{\tau_0} = \exp\frac{\gamma(\sigma_F - \sigma_{11max})}{KT}; \qquad (2)$$

$$KT \ln\frac{\tau}{\tau_0} = \gamma(\sigma_F - \sigma_{11max}); \qquad (3)$$

$$\frac{KT}{\gamma}\ln\frac{\tau}{\tau_0} + \sigma_{11max} = \sigma_F. \qquad (4)$$