

С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков

ВЯЗКОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Институт металлофизики им Г.В. Курдюмова НАН Украины

Излагается система представлений об одном из главных механических свойств конструкционных материалов – вязкости, как параметра, характеризующего меру удаленности материала от хрупкого состояния с учетом условий нагружения металла в конструкции. Предложен коэффициент вязкости K_T , который зависит от параметров микроструктуры металла и в явном виде содержит основные механические характеристики.

Постановка задачи. Несмотря на то, что в современном материаловедении в связи с тенденцией постоянного повышения уровня прочности в изделиях техники, свойство вязкости играет ключевую роль в оценке качества металла все же достаточно ясного представления о физической сущности этого свойства и даже однозначного определения самого понятия “вязкости” в материаловедении пока нет. Имеется множество самых разнообразных признаков фактического проявления вязкости в металлических материалах, но трудно среди них назвать самый важный, ключевой признак. Так, вязкость проявляется как остаточная пластичность при разрушении металла. Например, ψ в шейке образца или как удельная работа разрушения, энергоемкость разрушения, (ударная вязкость, KCU, KCV). Но вязкость также проявляется и в виде сопротивления материала присутствию в нем надрезов, дефектов, трещин и т.п., т.е. в виде трещиностойкости (дефектостойкости) K_{IC} , а также в виде противодействия ударным нагружениям – это ударостойкость. Наконец, хороший вязкий металл неподвержен так называемой хладноломкости, т.е. охрупчиванию при снижении температуры испытания.

Как видим, для каждого из упомянутых видов проявления вязкости применяется своя характеристика свойства и своя мера этого свойства и ни одной из них нельзя отказать ни в полезности, ни в степени ее важности для оценки качества металла. Естественно поэтому попытаться во всех этих проявлениях найти единый и обобщающий признак, который свойственен каждому из них. Очевидно, что таким общим признаком, содержащимся в каждом виде испытания на вязкость, есть та или иная форма проявления пластичности. Отсюда возникает возможность представить вязкость как свойство, зависящее от меры проявления пластического состояния металла, что в принципе открывает путь к физическому представлению модели вязкого состояния металла.

Модельные представления. Из эмпирического опыта исследователям хорошо известно, что абсолютно жесткой границы между хрупкими и вязкими состояниями материалов, вообще говоря, не существует. Практически каждый материал при надлежащем образом подобранных условиях можно перевести из одного состояния в другое. Разумеется, степень легкости или сложности такого перевода зависит от природы материала и его структуры. Тем не менее, даже такой, казалось бы, абсолютно пластичный материал, как жидкость (вода, например) при полном исключении возможности текучести в условиях трехосного растяжения может испытать прямой разрыв межмолекулярных связей, например, в кавитационных пузырьках, что типично для хрупкого отрыва идеальных кристаллов. С другой стороны, при неравноосном трехосном сжатии (или гидроэкструзии) удастся пластически деформировать даже хрупкие минералы или закаленные стали. Следовательно, вязкость, как никакое иное механическое свойство зависит не столько от природы и структуры материала, сколько от влияния внешних условий состояния. В свою очередь свойство пластического поведения металла заключено в рамках двух прочностных характеристик при одноосном растяжении – между пределом текучести $\sigma_{0.2}$ и истинным пределом прочности – напряжением разрушения σ_f . Величина этого прочностного интервала в виде отношения $K_T = \sigma_f / \sigma_{0.2}$ непосредственно влияет на степень проявления вязкости при разрушении металла. Температурная зависимость вязко-хрупкого перехода наиболее наглядно может быть представлена в виде известной схемы Иоффе [1] (рис. 1).

Пересечение на температурных зависимостях двух линий $\sigma_{0.2}$ и σ_f образует температурные зоны вязкого ($\sigma_{0.2} < \sigma_f$) и хрупкого ($\sigma_{0.2} > \sigma_f$) состояний металла при одноосном растяжении.

В конечном счете, основное предназначение свойства вязкости в конструкционных материалах сводится к функции обеспечения силовой надежности нагруженного элемента изделия или сооружения, что означает сохранение его целостности (неразрушения) при самых неблагоприятных условиях эксплуатации. Сохранение служебных свойств изделия требует, прежде всего, недопущения общей текучести напряженного элемента конструкции:

$$\sigma_N < \sigma_{0.2}, \quad (1)$$

где σ_N - среднее, номинальное растягивающее напряжение в рабочем сечении при неоднородном распределении напряжений, $\sigma_{0.2}$ - условный предел текучести. Это общетехническое инженерное условие прочности, традиционно используемое в прочностных расчетах при проектировании изделий в виде коэффициента запаса прочности $K_{3П}$:

$$K_{3П} = \frac{\sigma_{0.2}}{\sigma_N} \quad (2)$$

Но при этом остается невыясненным и потому не использованным истинный силовой ресурс нагруженного изделия, который может исчерпываться только в том случае, если локальное пиковое растягивающее напряжение $\sigma_{1\max}$ достигает своего предельно допустимого значения – прочности материала в хрупком состоянии σ_f . Поэтому локальным или физическим условием прочности изделия на самом деле является требование

$$\sigma_{1\max} < \sigma_f \quad (3)$$

Естественной мерой надежности или устойчивости выполнения условия прочности (3) может служить параметр K_{ms} , характеризующий меру запаса для физического условия прочности (по разрушению материала):

$$K_{ms} = \frac{\sigma_f}{\sigma_{1\max}} > 1 \quad (4)$$

От величины $K_{ms} > 1$ зависит стабильность сохранения прочности изделия под нагрузкой, когда наибольшее пиковое значение локального растягивающего напряжения $\sigma_{1\max}$ нигде не достигает критического значения напряжения разрушения σ_f . Для хрупкого состояния материала (зона I, рис. 1) типичным источником опасности разрушения от пикового локального напряжения является трещина либо некий конструктивный концентратор напряжений, сила которого оценивается величиной коэффициента концентрации напряжений в области локальной пластической деформации в окрестности концентратора напряжений K_σ :

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{1\max}}{\sigma_N} > 1 \quad (5)$$

Поэтому условие (3) с учетом (5) имеет вид

$$\sigma_N K_\sigma < \sigma_f \quad (6)$$

Комбинируя (5) и (4), получаем

$$K_{ms} = \frac{\sigma_f}{K_\sigma \sigma_N} = \frac{K_{3П}}{K_\sigma}, \quad (7)$$

где отношение σ_f / σ_N обозначено как коэффициент запаса прочности $K_{3П}$ хрупкого материала, нагруженного номинальным средним напряжением σ_N . Тогда K_{ms} по (7) получает смысл коэффициента запаса прочности в локальной области у надреза. Поэтому в данном случае

$K_{ms} > 1$ становится гарантом устойчивого выполнения локального (а, следовательно, и глобального) условия неразрушения для изделия, иначе говоря, условием его механической стабильности. Параметр K_{ms} по (3) можно назвать коэффициентом механической стабильности.

При пластическом поведении материала в области II (рис.1) условие соблюдения механической стабильности зависит от двух основных факторов: 1) стеснения пластической деформации за счет трехосности напряженного состояния в окрестности надреза, что проявляется в увеличении главного растягивающего напряжения $\sigma_1 = j\sigma_{02}$ ($j = \sigma_1 / \sigma_i$ - коэффициент жесткости напряженного состояния, σ_i - интенсивность напряжений в зоне текучести); 2) увеличения м локального упрочнения металла

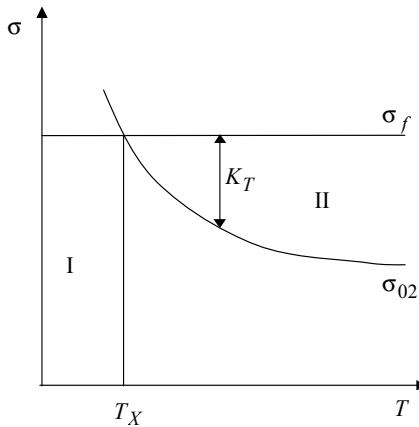


Рис.1. Диаграммы механической стабильности для хрупкого (I) и пластичного (II) состояния материала (схема Иоффе) [1]. I – зона упругого механического состояния; II – зона упруго-пластической механической стабильности (зона вязкости); σ_{02} - предел текучести материала, σ_f - напряжение разрушения, K_T - параметр вязкости.

Согласно Холломону:

$$\sigma_1(e) = \sigma_{0.2}(e/e_{0.2})^n, \quad (8)$$

где $e_{0.2}$ - истинная деформация на условном пределе текучести, $e_{0.2} = 0,002$, e - интенсивность локальной пластической деформации, n - показатель упрочнения по Холломону, $n < 0,5$. В результате этого максимальная величина растягивающих напряжений $\sigma_{1\max}$ в зоне пластичности у концентратора может быть представлено в виде

$$\sigma_{1\max} = \sigma_{02} j (e/e_{02})^n = \sigma_{02} j q_e \quad (9)$$

и, следовательно, K_{ms}

$$K_{ms} = \frac{R_{MC}}{\sigma_{02} j q_e} = \frac{K_T}{j q_e} = \frac{K_T}{E_m} \quad (10)$$

Здесь введены обозначения: R_{MC} - сопротивление микросколу, наименьшее напряжение хрупкого разрушения металла (хрупкая прочность) [2]; $K_T = R_{MC} / \sigma_{02}$ - силовой интервал пластичного состояния металла, который может служить мерой вязкости в параметрическом виде, $E_m = j q_e$ - параметр, отражающий “охрупчивающую силу” концентратора в пластичном металле, при этом собственно охрупчивающую функцию в нем исполняет фактор жесткости напряженного состояния j , а перенапряжение q_e , создаваемое деформационным упрочнением в зоне локальной пластичности по сути лишь снижает уровень механической стабильности K_{ms} металла, приближая момент его разрушения в процессе локального пластического деформирования.

В работе [3] получено выражение для комплексного коэффициента перенапряжения E_m , возникающего в вершине надреза в условиях локальной текучести с величиной деформации e_i^P в очаге разрушения:

$$E_m = \frac{j}{K_{ss}} \left(\frac{e_i^P}{e_{02}} \right)^n, \quad (11)$$

где j - жесткость НДС, K_{ss} - коэффициент, учитывающий неоднородность поля деформаций, $e_{02} = 0,002$ - истинная деформация на условном пределе текучести металла, n - показатель Холломоуна ($n < 0,5$).

От локальных деформаций удобно перейти к средним, номинальным напряжениям σ_N , используя решение для конструктивных концентраторов с не очень большим, умеренным значением нейберовского коэффициента $\alpha_\sigma \leq 3...3,5$ [4]:

$$\frac{e_i^P}{e_{02}} = (\alpha_\sigma \frac{\sigma_N}{\sigma_{02}})^{\frac{2}{1+n}} \quad (12)$$

Тогда E_m по (11) с учетом (12):

$$E_m = \frac{j}{K_{ss}} (\alpha_\sigma \frac{\sigma_N}{\sigma_{02}})^{\frac{2n}{1+n}} \quad (13)$$

При $\sigma_N / \sigma_{02} \leq 1$ (вблизи температуры хрупко-вязкого перехода T_X) пластическая деформация локализована на контуре надреза, где можно принять $j = 1,15$, $K_{ss} \leq 1,2 \approx 1$ [3]:

$$E_m \approx 1,15(\alpha_\sigma \frac{\sigma_N}{\sigma_{02}})^{\frac{2n}{1+n}} \quad (14)$$

Параметр E_m представляет собой меру охрупчивающей силы концентратора α_σ в пластичном металле на контуре надреза в условиях, когда $\sigma_N \leq \sigma_{02}$, т.е. в условиях хрупкого состояния, реализуемого не во всем объеме металла, а лишь на контуре концентратора, где имеется тонкая зона пластически деформированного состояния металла при общем упругом состоянии всего объема изделия. Поэтому отношение K_T / E_m имеет смысл локального параметра состояния механической стабильности металла на кромке надреза:

$$K_{ms} = \frac{K_T}{1,15(\frac{\sigma_N \alpha_\sigma}{\sigma_{02}})^{\frac{2n}{1+n}}} \quad (15)$$

Из (15) видно, что коэффициент влияния структуры на вязкость K_T , будучи одним из составляющих параметра K_{ms} лишь частично определяет меру удаленности металла от хрупкого состояния, и решающее влияние здесь могут оказать иные параметры, такие как α_σ , σ_N и свойство металла - n .

Например, из (15) следует, что чем выше уровень среднего (номинального) нагружения σ_N или чем больше α_σ , тем меньше параметр механической стабильности K_{ms} , т.е. ближе состояние разрушения, когда $K_{ms} \approx 1$. Видно также, что величина показателя деформационного упрочнения n играет очень важную, явно негативную, роль – чем больше склонность сплава к деформационному упрочнению, тем сильнее он поддается охрупчиванию под действием концентратора α_σ .

С очевидностью следует из (15), что локальный параметр стабильности K_{ms} зависит от уровня силового нагружения металла - σ_N . Чем меньше нагружен металл с концентратором α_σ , тем больше у него параметр K_{ms} на контуре концентратора (при условии, что пластическая зона там уже имеется). Предельный случай, при котором формула (15) теряет смысл, возникает, когда выражение в скобках формулы (15) становится меньше 1, т.е. $\sigma_N \alpha_\sigma \leq \sigma_{02}$, что означает отсутствие локальной пластич-

ности на контуре. Условие $\sigma_N = \sigma_{02}$ означает разрушение с концентратором в состоянии общей текучести металла по всему рабочему сечению, это соответствует температуре T_X хрупко-вязкого перехода металла с данным концентратором α_σ (рис. 2). При $T > T_X$ рабочее напряжение σ_N превышает σ_{02} и разрушение даже при наличии концентратора происходит вязко по всему рабочему сечению в условиях общей пластической деформации образца. Здесь параметр стабильности $K_{ms} > 1$, как в локальном, так и в общем смысле.

Интересно проследить за тем, как меняется требование к величине коэффициента вязкости K_T в состоянии хрупко-вязкого перехода $T = T_X$ для металла, содержащем концентратор α_σ при разных уровнях номинального нагружения σ_N .

Согласно (15), предельное состояние на контуре надреза (критическое состояние механической стабильности $K_{ms} = 1$) при самом низком уровне нагружения, когда $\sigma_N \alpha_\sigma = \sigma_{02}$, отвечает весьма низкому уровню вязкости металла, а именно $K_T \leq 1,15$. Столь малую вязкость могут иметь только высокопрочные стали ($\sigma_{02} > 1000$ МПа), и хорошо известно, что такие стали обладают высокой склонностью к хрупкости, т.е. малой пластичностью, высокой чувствительностью к концентраторам и пр. Вязко-хрупкий переход при более высоких условиях нагружения σ_N (например, $\sigma_N = \sigma_{02}$) означает более высокие требования к вязкости металла в критическом состоянии K_T^* : для $\alpha_\sigma = 3$, $n = 0,1$ критическое значение $K_T^* = 1,4$. В зависимости от величин n критическое значение вязкости K_T^* для состояния $\sigma_N = \sigma_{02}$ ($T = T_X$, рис. 2) будет тем больше, чем сильнее концентратор (см. формулу (14):

$$K_T^* = E_m^* = 1,15 \alpha_\sigma^{\frac{2n}{1+n}} \quad (16)$$

Для усталостной трещины, у которой коэффициент α_σ неопределим, экспериментально было установлено, что $K_T^* \approx 1,5 \dots 1,6$ [3]. Формула (16) полезна тем, что позволяет назначать требования по безопасному (допустимому) уровню вязкости K_T^* данного металла по отношению к любому конструктивному концентратору известной силы (α_σ).

Следствия, вытекающие из формулы (16) весьма интересны, так как из нее следует целый ряд возможных практических мер по оптимизации структуры и параметров НДС изделия в целях обеспечения наилучшего

сочетания свойств прочности и вязкости сплава для данных конкретных условий эксплуатации изделия. Некоторые примеры такого практического применения результатов, вытекающих из параметрического способа представления вязкости, будут продемонстрированы ниже.

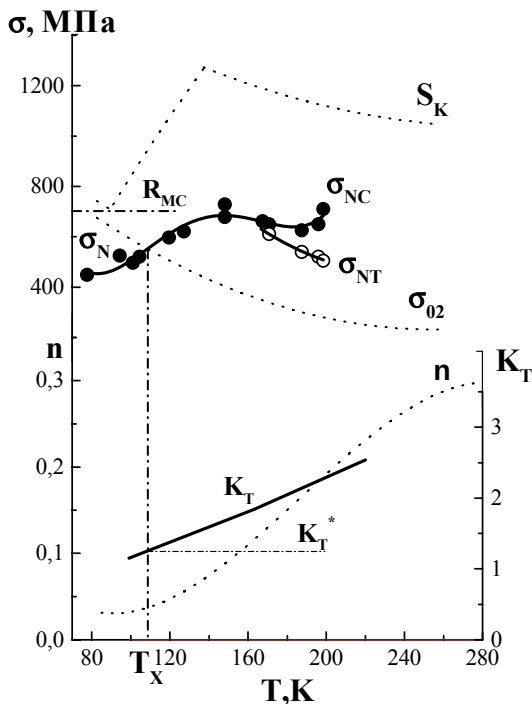


Рис.2. Температурные зависимости характеристик разрушения технически чистого железа ($d = 75$ мкм) при одноосном растяжении (штриховые линии) и в условиях концентрации напряжений (надрез $R = 0,6$ мм): σ_{NC}, σ_{NT} - номинальные напряжения разрушения и общей текучести (сплошные линии); K_T, K_T^* - коэффициент вязкости и его критическое значение при T_X ; n - показатель деформационного упрочнения; σ_{02} и S_K - предел текучести и истинное напряжение разрушения гладкого образца.

Некоторые практические аспекты использования параметра вязкого состояния. Приведенный в формуле (15) параметр механической стабильности материала K_{ms} содержит в явном виде коэффициент концентрации α_σ и поэтому позволяет в принципе решать задачу назначения предельно

допустимых коэффициентов влияния структуры на вязкость K_T^* , обеспечивающих гарантированную целостность ($K_{ms} \geq 1$) материала в изделии с известным конструктивным концентратором. В работе [3] рассмотрен аналогичный параметр K_{ms} для случая стандартной усталостной трещины в компактном образце, предназначенном для проведения испытаний на трещиностойкость:

$$K_{ms}^{Tp} = \frac{K_{ss}}{0,74j} \left[\frac{4,71}{(1-\nu)^2 Y \pi (l/X_c)} \right]^{\frac{1}{1+n}} K_T K_{3II}^{\frac{2n}{1+n}}, \quad (17)$$

где ν - коэффициент Пуассона, Y - коэффициент, учитывающий конечные размеры образца и размеры трещины, X_c - критическое расстояние от вершины трещины до точки, где наибольшая вероятность инициирования разрушения, l - длина трещины. Здесь отношение l/X_c есть аналог коэффициента концентрации α_σ . Структура формулы (17), в целом, подобна формуле (15), поэтому следствия из них должны качественно согласовываться друг с другом.

Коэффициент влияния структуры на вязкость K_T играет основную, структурно-детерминированную роль в обеспечении вязкого состояния материала, и поэтому интересно проследить за его взаимосвязью с другими, традиционными показателями вязкости материалов.

Из табл. 1 видно, что какого-либо устойчивого соответствия между такими свойствами, как пластичность ψ , ударная вязкость KCV и коэффициентом K_T нет. В работе [5] была установлена определенная корреляция между KCV и K_T , но лишь в узких пределах конкретной группы прочности сталей, например, низкопрочных ($\sigma_{02} < 500$ МПа), средней прочности ($\sigma_{02} < 500$ МПа, но $\sigma_{02} > 1000$ МПа) и высокопрочных ($\sigma_{02} > 1000$ МПа) (рис. 3).

Таблица 1. Сопоставление различных характеристик вязкости в сталях

№ п/п	Сталь	σ_{02} , МПа	R_{MC} , МПа	ψ , %	KCV , Дж/см ²	$K_T = \frac{R_{MC}}{\sigma_{02}}$
1	15ГС	380	550	62	50	1.46
2	14Г2	370	540	65	95	1.45
3	09Г2С	390	1000	66	60	2.6
4	30ХГСА	1440	1560	40	64	1.08

Отсюда следует, что для обеспечения достаточного уровня вязкости стали по показателю $[K_T]$ (например, $K_T^* = 1,6$, для образца с трещиной

по ф.(17)) соответствующий уровень достаточной ударной вязкости KCV очень сильно возрастает при переходе от низкопрочных сталей ($KCV \geq 20 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$) к высокопрочным ($KCV, \approx 120 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2}$, кривая 1, рис. 3). Следовательно, важным практическим следствием понимания вязкости, как меры защиты от хрупкого состояния в виде параметра K_{ms} , является вывод о том, что в современных технических документах, назначающих требования по необходимой вязкости конструкционных сталей (KCV) нормативные значения KCV должны назначаться с обязательным учетом класса прочности стали – чем выше прочность, тем большие требования KCV должны предъявлять к стали.

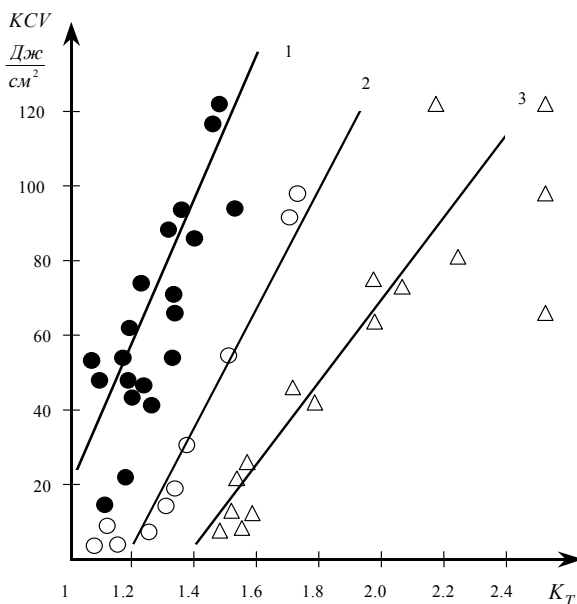


Рис.3. Корреляция между ударной вязкостью по Шарпи (KCV) и коэффициентом влияния структуры K_T конструкционных сталей трех групп прочности: 1 – высокой ($\sigma_{02} > 1000 \text{ МПа}$); 2 – средней ($\sigma_{02} = 500 \dots 1000 \text{ МПа}$), 3 – низкой ($\sigma_{02} \leq 500 \text{ МПа}$) (по [5]).

Табл. 2 иллюстрирует практическую полезность параметра K_{ms} по (15) с точки зрения решения инженерной задачи обоснованного назначения коэффициента запаса прочности в расчете прочности изделия

($K_{3П} = \sigma_{02} / \sigma_N$), согласованного с необходимым запасом вязкости материала, что должно обеспечить безопасную работу изделия при наличии в нем известных конструктивных концентраторов напряжений. Согласно (15) даже при не очень больших величинах K_T параметр локального состояния стабильности материала на кромке концентратора K_{ms} можно искусственно поднять до безопасного уровня (например, $K_{ms} \geq 1,3$) за счет повышения запаса прочности $K_{3П}$, т.е. за счет некоторой недогрузки несущего элемента и, наоборот, при избытке K_T (например, $K_T \geq 1,6$) можно предельно снизить $K_{3П}$ и максимально использовать несущую способность данного материала. Так, в табл. 2 все представленные стали имеют параметр механической стабильности (ПНС) $K_{ms} \geq 1,3$, но с учетом фактического уровня K_T величина $K_{3П}$ в ряде случаев принята большей, чем нормативное значение $K_{3П} = 2$, что для высокопрочной, но малопластичной стали 30ХГСА означает необходимость ее сильного недогружения ($K_{3П} = 5$) и невозможность эффективного использования ее высокой прочности ($\sigma_{02} = 1360$ МПа). В то же время менее прочная сталь 40Х ($\sigma_{02} = 700$ МПа) за счет большей вязкости ($K_T = 2,24$) позволяет при типичном значении коэффициента запаса прочности $K_{3П} = 2$ и получить реальную несущую способность $[\sigma] = 350$ МПа, т.е. большую, чем у более прочной стали 30ХГСА.

Таблица 2. Ранжировка сталей по уровню $[\sigma]$

Сталь	Термообработка	σ_{02} , МПа	N	K_T	$K_{3П}$	K_{ms}	$[\sigma]$, МПа	KCV , Дж/см ²
15ГС	Прокат	380	0,16	2,45	2,0	1,64	190	50
30ХГСА	З.О. ¹⁾ + 200 ⁰ С	1360	0,09	1,58	5,0	1,30	272	53
40Х	Т.упр. ²⁾ в потоке	700	0,09	2,24	2,0	1,59	350	-
18Х2Н4ВА	З.О. 560 ⁰ С	1060	0,07	1,73	3,0	1,31	353	115
ЭП410	З.О. 600 ⁰ С	1040	0,03	1,78	2,0	1,33	520	180

1) закалка + отпуск

2) термоупрочнение в потоке проката

Это пример рационального использования имеющегося уровня прочности стали на базе учета реального запаса вязких свойств в форме параметров K_T и $K_{TG} \geq 1,3$, что принципиально невозможно осуществить, опираясь на стандартные показатели вязкости (KCV , ψ и т.п.).

Не менее привлекательной задачей для технологов-материаловедов является определение предельно допустимого уровня упрочнения данной стали, выше которого дальнейшее снижение запаса вязкости металла становится неприемлемым. Как видно из табл. 3 одна и та же сталь 45, подвергнутая трем вариантам термообработки, приобретает прочность σ_{02} на уровнях 380, 500 и 690 МПа соответственно, но теряет вязкость K_T от 3,74 до 1,81, что позволяет в варианте 3 сохранить при нормативном запасе прочности $K_{3II} = 2$ приемлемый ПВС ($K_{ms} \approx 1,26$). Тем самым несущую способность данной стали $[\sigma]$ удалось поднять от 190 до 345 МПа, что означает реальное снижение металлоемкости изделия почти в 2 раза! Этот пример наглядно иллюстрирует возможность практического решения весьма актуальной технологической задачи оптимизации прочности имеющейся стали средствами термообработки за счет избыточной, т.е. по сути бесполезной вязкости ($K_{ms} \gg 1,3$).

Таблица 3. Оптимизация прочности σ_{02} за счет избыточной вязкости (K_T) стали

Сталь	Термообработка	σ_{02} МПа	n	K_T	K_{3II}	K_{ms}	$[\sigma]$ МПа
45	1 Нормализ. $T_a=1000^\circ\text{C}$	380	0,15	3,74	2,0	2,53	190
	2 Охлаждение в потоке $T_n=880^\circ\text{C}$, * $T_k=660^\circ\text{C}$, ** $T_a=900^\circ\text{C}$	500	0,16	2,5	2,0	1,68	250
	3 Охлаждение в потоке $T_n=700^\circ\text{C}$, $T_x=660^\circ\text{C}$	690	0,11	1,81	2,0	1,26	345
40X	То же $T_k=635^\circ\text{C}$ $T_a=1000^\circ\text{C}$	500	0,12	2,70	2,0	1,87	250
	$T_n=700^\circ\text{C}$, $T_x=660^\circ\text{C}$	700	0,09	2,24	2,0	1,59	350

* T_a – температура аустенитизации, $^\circ\text{C}$

** T_n , T_k – температуры начала и конца охлаждения в потоке

Закключение. Разработанные физические представления о вязком и хрупком состояниях металла в конструкции позволяют предложить обобщенный параметр механического состояния - коэффициент механической стабильности K_{ms} , в котором отражен комплекс свойств прочности и пластичности металла в сочетании с параметрами его механического состояния.

Эти представления могут быть полезны как в сфере фундаментальных исследований природы вязкости металлов, так и в области практических приложений, ранее невозможных при использовании стандартных характеристик. Очевидно, что вопрос, поставленный в настоящей работе, представляет собой часть большой проблемы в физике твердого тела и в физическом материаловедении, которая заслуживает своей дальнейшей углубленной разработки.

1. *Иоффе А.Ф.* Физика кристаллов.- М: Гос. изд. Москвы, 1929. – С.192.
2. *Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А.* Структура металла и хрупкость стальных изделий. – Киев: “Наук. думка”, 1985, С. 268.
3. *Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С., Никоненко Д.И.* // Проблемы прочности. 2000, №1, с. 72-91.
4. *Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П.* Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. Справочник. М.: “Машиностроение”, 1985. С. 224.
5. *Мешков Ю.Я., Сердитова Т.Н.* Разрушение деформированной стали.- Киев: “Наук. думка”, 1989, С. 160.