

### **3.8. Третий метод. Определение физической твердости nano и микро кинетического индентирования, свойства и особенности процесса.**

#### **План**

- 1. Свойства функций эмпирической твердости кинетического nano микро индентирования. Универсальное уравнение и модель процесса эмпирического кинетического индентирования.**
  - 2. Особенности nano процессов пластического деформирования материала. Физическая структурно-энергетическая функция nano деформирования. Острый индентор, активация leading process.**
    - 2.1 Особенности nano процессов пластического деформирования материала.
    - 2.2 Физическая модель и функция структурно-энергетических преобразований nano процесса одноосного пластического деформирования материала.
    - 2.3 Обсуждение. Характерный линейный размер активированного объема микро и nano процесса индентирования.
    - 2.4 Формирования nano активированного объема высокой плотности энергии. Leading process структурно-энергетических nano преобразований.
    - 2.5 Модель и функция leading process структурно-энергетических преобразований nano индентирования SI инструментом.
    - 2.6 Выброс скрытой энергии кристаллической структуры в nano объеме.
  - 3. Молярный структурно-энергетический потенциал и структурно-физический параметр материала в уравнении nano индентирования, взаимосвязь.**
  - 4. Эмпирическое уравнение SI кинетического индентирования, параметры, диаграмма.**
  - 5. Физическая nano твердость (3й метод), функция, число, характерные параметры.**
  - 6. Вывод.**
- 

- 1. Свойства функций эмпирической твердости кинетического nano микро индентирования. Универсальное уравнение и модель процесса эмпирического кинетического индентирования.**

Обозначим функцию эмпирического кинетического нано индентирования –  $NI(h), N/m^2$ , (в некоторых источниках её обозначают  $NI(h)$ ), условный интервал такого процесса  $0 < h < 1000 nm$ .

Микро процесс кинетического индентирования обозначим  $NIM(h)$ ,  $500 < h < 1500 nm$ . В некоторых случаях рассмотрим процессы совместно, обозначив условно нано индентированием.

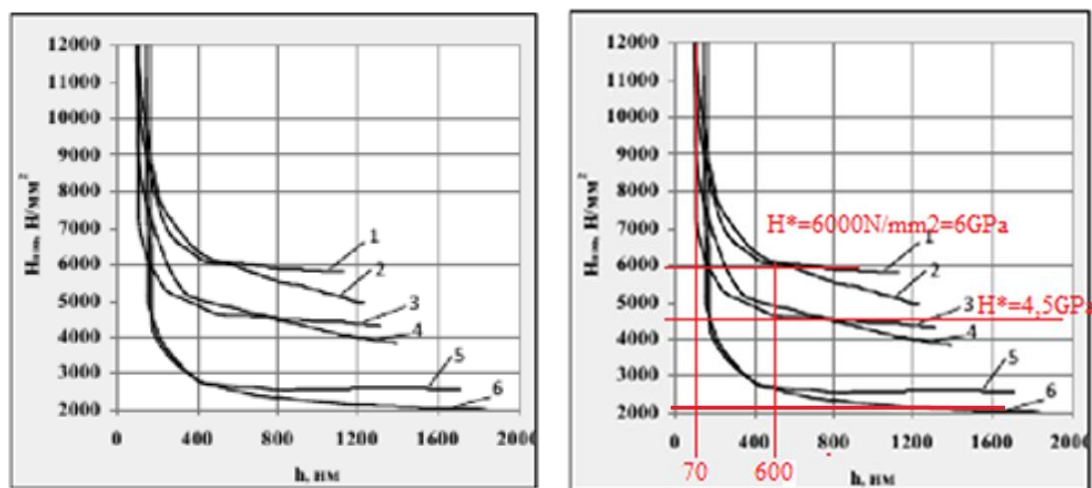
Макро кинетическое индентирование, функция  $NI(h)$ .

Рассмотрим характерные кинетические диаграммы индентирования эмпирической нано твердости стальных образцов,  $NI(h) = F/S$ , Рис.21, опубликованы в [22] профессором В.И. Мощенок. Автор обращает внимание на размерный эффект – снижение твердости с ростом  $h, nm$ . Отметим, что все нано диаграммы, независимо от твердости материала и типа инструмента, имеют характерную форму гипербол. Ниспадающая ветвь функции  $NI(h)$  стремится к характерной величине, на рисунке она показана  $H^*$  горизонтальной красной линией. У ординаты этой линии устойчивая корреляция с физической твердостью материала:

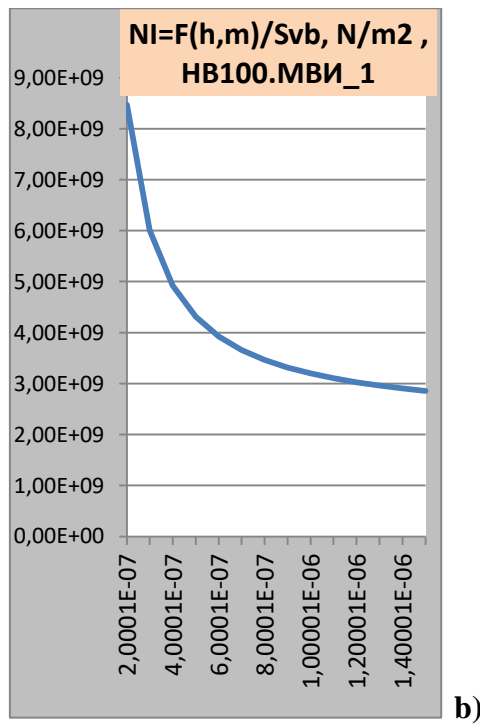
$$HB103. H^* \approx 2.1 \cdot 10^9, J/m^3 (2.1 \cdot 10^3, N/mm^2).$$

Физическая твердость этого образца в два раза меньше  $RH_{st} = 1.05 \cdot 10^9$ . Подобное отношение параметра физической твердости  $RH$  и  $H^*$  получено для других материалов и разных инденторов.

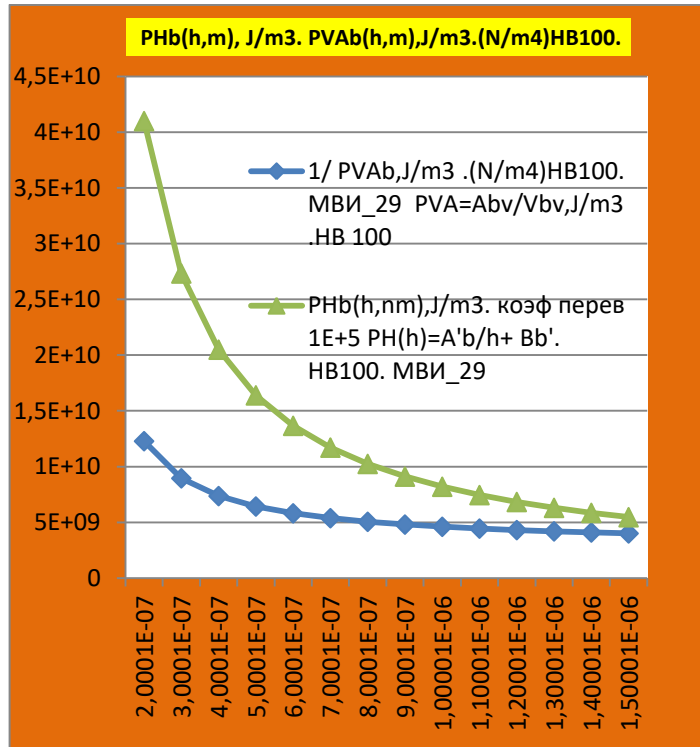
Рассмотрим некоторые характерные свойства диаграмм плотности энергии  $PVA(h)$ , физической дифференциальной микро и нано твердости  $RH(h)$ , для инденторов пирамида Виккерса и Берковича, материал HB103/100, Рис. 22,23,24 .



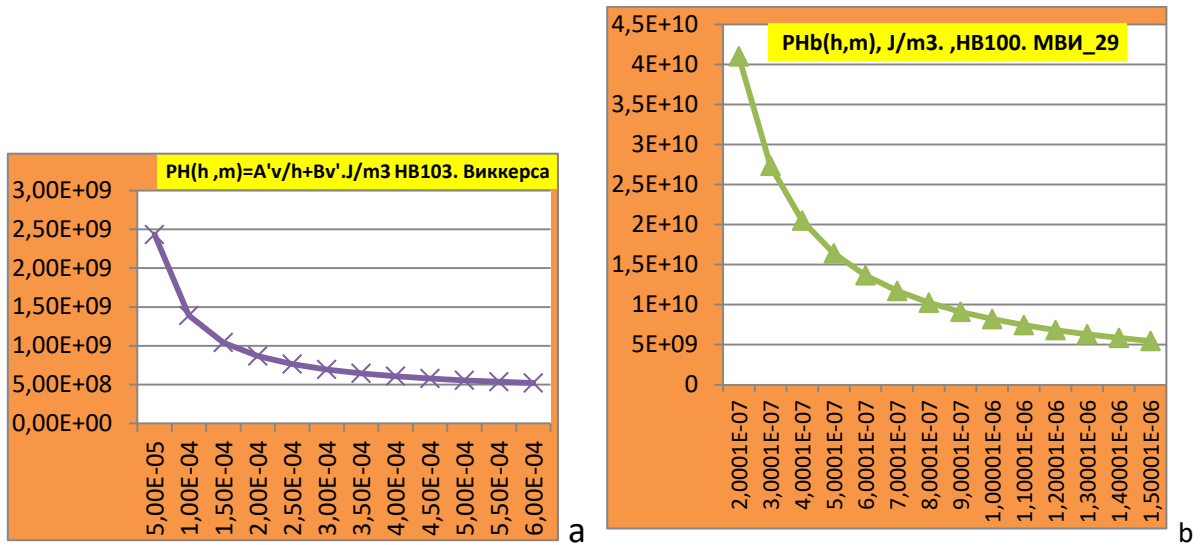
a)



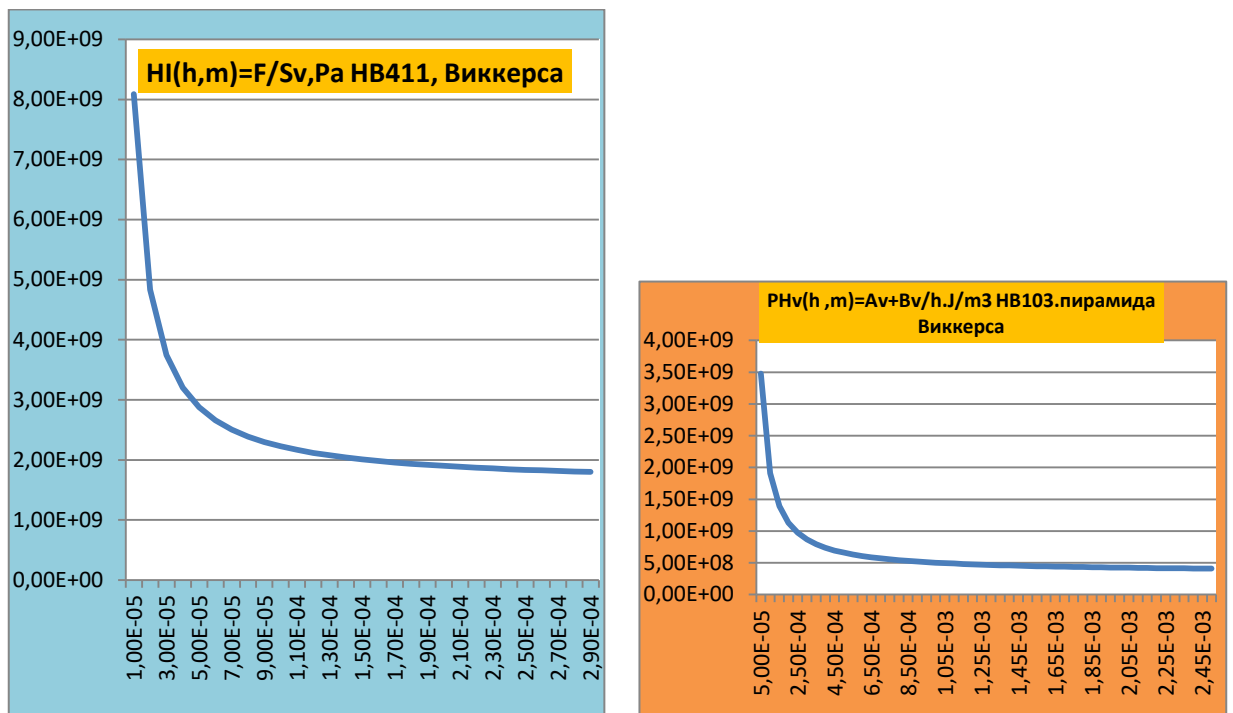
**Рис. 21.** Поверхностная кинетическая нанотвердость  $NI(h)$  стальных образцов: а) 1 -788HV, 2 – 508HV, 3 – 73,2 HRA, 4 – 411HB, 5 – 28,9HRC, 6 -103HB , источник [22]. Красным цветом отмечена область развития и релаксации 70-600 nm мощного лидирующего нано процесса рекристаллизации в результате активации формоизменения материала индентором, б) диаграмма  $NI(h)=F/27h^2$  пирамида Берковича образцовая мера HB103, построена используя функцию  $F(h)$ , данные профессора В.И. Мощенко.



**Рис.22** Сравнение диаграмм интегральной  $PVAb(h,m)$  и дифференциальной  $PHb(h,m)$  плотности энергии. Нано индентирование пирамидой Берковича. Построены по результатам обработки функций  $F(h)$ , HB100, данные профессора В.И. Мощенко.



**Рис. 23** Сравнение диаграмм дифференциальной твердости  $P_H(h,m)$  индентирования меры НВ100: а) макро индентор пирамида Виккерса; б) Нано индентирование пирамидой Берковича  $P_{Hb}(h,m)$  НВ100. По данным экспериментов [1].



**Рис.24** Макро индентирование пирамидой Виккерса, образцовые меры НВ100/411. Сравнение диаграмм интегральной эмпирической твердости  $H_I(h,m)$  и дифференциальной  $P_{Hv}(h,m)$  плотности энергии. По результатам обработки функций  $F(h)$ , данные [1].

Анализ свойств макро, микро и нано диаграмм эмпирической и физической твердости пирамиды, конуса показал, что все диаграммы, независимо от твердости материала и особенностей формы **SI** индентора, на первом этапе процесса имеют характерную форму гипербол.

Введем дополнительный термин для процесса кинетического индентирования.

**Острый индентор** – обобщенная форма остроконечного инструмента индентирования, **sharp indenter** - острый индентор (кратко - **SI**) конус, пирамида и др. Острый индентор имеет характерную условную «геометрическую точку» первого контакта с материалом. Это воображаемая геометрическая вершина-площадка нано размеров, вершина тела инструмента – индентора. Она первая пересекает (касается) условной плоскости границы тела образца материала. В точке условного первого контакта формально напряжения сжатия (условное давление) стремятся к очень большой величине, математически до бесконечности, с позиции физики это некоторая большая, но конечная величина, обусловленная рядом факторов. В теории упругости (механике) эта точка не имеет смысла.

### **Универсальное эмпирическое уравнение кинетического индентирования острым индентором.**

Расчеты, анализ, обобщение результатов и аналитическое моделирование физических процессов нано индентирования показали, начальный участок кривой, физической и эмпирической твердости, участок перегиба графика и начальный этап стабилизации процесса (около горизонтали) можно описать как сумму двух процессов, общей функцией вида:

$$HIN(h) = \frac{Dn}{h + B} + HI(h), J / m^3 \quad (9)$$

Где,  $Dn$ ,  $B$ , – параметры уравнения эмпирической твердости кинетического нано индентирования, зависящие от материала, инструмента и скорости индентирования.

$HI(h)$ - функция процесса или эталонное значение  $HI(h_{st})$  эмпирической твердости, для макро кинетического индентирования данного материала.

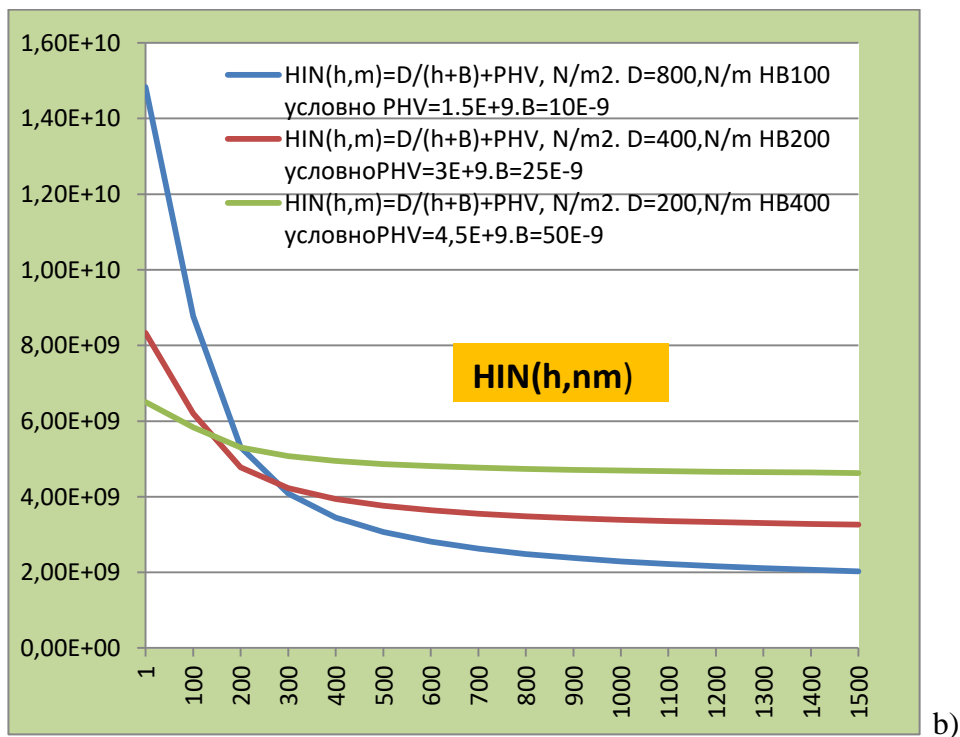
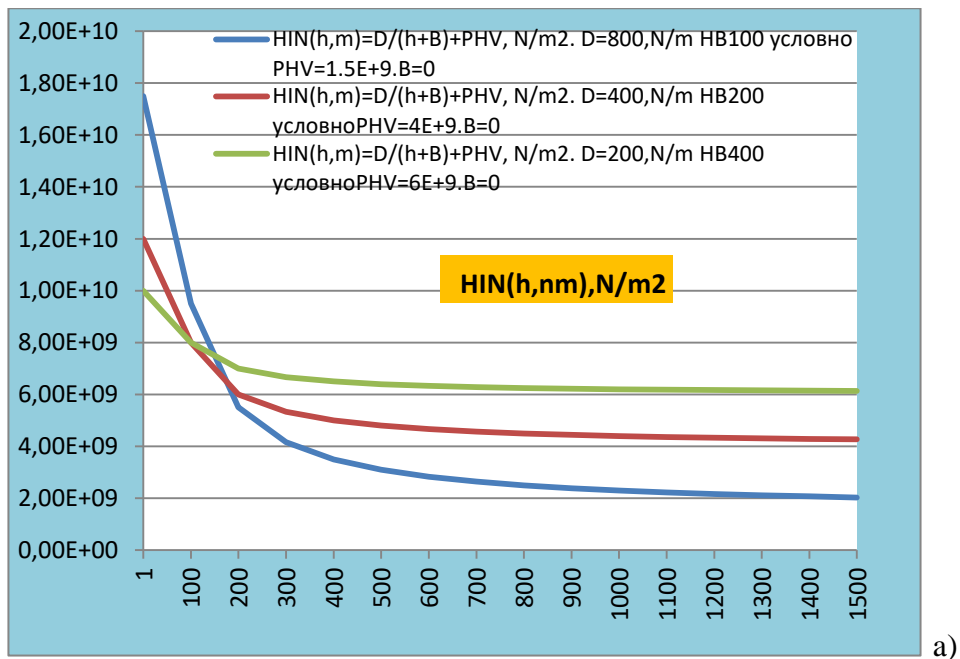
$\frac{Dn}{h + B} = NI(h)$  - функция физического процесса кинетического нано индентирования.

$Dn$ ,  $N / m$ - структурно-физический параметр материала в уравнения нано индентирования.

Рассмотрим основные этапы моделирования и построения уравнения (9).

### **Аналитическая модель функции процесса эмпирического нано микро индентирования.**

На Рис.25 показаны результаты первого аналитического моделирования функции нано индентирования **HIN(h)** используя уравнение (9). Выбор основных параметров был



**Рис.25.** Аналитическое моделирование функций  $HIN(h)$  используя уравнение (9): а) виртуальный процесс индентирования трех материалов условной твердости HB100/400/660, индентор пирамида Виккерса, заданы параметры  $D_n, PH=PHV, B=0$ , метод сложения функций нано и макро процессов; б) моделирование функций  $HIN(h)$ , в уравнении присутствует параметр  $B$ .

осуществлен интуитивно, опираясь на результат анализ и обобщения физических особенностей процесса нано индентирования. Далее мы подробнее рассмотрим этапы исследования процесса, свойства и принципы построения физической модели и уравнения (9). При моделировании соблюдались пропорции формы реальных диаграмм и соотношение параметров материала. Характер исходных графиков, модельные

параметры на Рис. 25. Результаты аналитического моделирования процесса нано индентирования показали удовлетворительный характер принятой физической концепции. Метод приближенной аналитической оценки параметров  $D_n$ ,  $B$ ,  $P_N(h)$  уравнения (9), по результатам обработки данных индентирования материала по стандарту ISO 14577, рассмотрим отдельно.

## **2. Особенности нано процессов пластического деформирования материала. Физическая структурно-энергетическая функция нано деформирования. Острый индентор, активация leading process.**

### **2.1 Особенности нано процессов пластического деформирования материала.**

Для малых размеров индентора, при начальных малых значениях глубины  $h$ , наблюдается характерный начальный скачек функции физической твердости и плотности энергии индентирования, Рис. 21.

Для начального динамичного нано процесса не имеет принципиального значения форма индентора. Это вытекает из анализа результатов индентирования [1]. Экспериментальные данные показывают большую плотность энергии (всплеск эмпирической твердости) в первый период. Можно назвать его этапом физической релаксации мощного нано микро энергетического процесса. Он охватывает для стали интервал глубины около  $100 < h < 250$  nm, в нем происходит быстрое падение диаграммы кинетической твердости. Анализ показал малое влияние на твердость  $NI(h)$  функции условной площади  $S_A$  разной геометрии инструмента на первом этапе процесса. До глубины  $h_0 \approx 100$  nm видим неустойчивый процесс осцилляций условного давления и скорости перемещения нано индентора Рис.34.2.

$h_0$  - критическая начальная глубина, от которой начинается устойчивая объемная активация физического процесса формоизменения, осцилляции большой амплитуды  $NI(h)$  затухают.

Применим далее для краткости изложения термин острый индентор – SI (sharp indenter), пирамида, конус и др. Инструмент индентирования с очень малой начальной площадью физического контакта, формирующий значительную механическую реакцию (условную твердость) с высокой плотностью энергии в активированном объеме материала.

Из анализа экспериментальных функций поверхностной твердости сталей Рис.21 видим, нано взаимодействие **SI** индентора, в интервале первого  $h = 100-200$ nm, характеризует пик давления и высокая плотность энергии индентирования, в основном энергия необратимого формоизменения твердого тела:

$$PVA = (10 \div 100) \cdot 10^9, J/m^3.$$

Первый этап nano индентирования характеризуется большим значением параметра  $X_{sv}(h) = S_A / V_A$ , Рис.8a,b, малым объемом  $V_A$ , ускоренным падением удельной нагрузки и плотности энергии активации необратимых процессов.

Обозначим объем высоко активированного материала на первом этапе nano индентирования, с большим значением плотности энергии -  $V_r(h_r < h)$ . Пример. Индентирование меры твердости HB100/103 nano сферой: дифференциальная плотность энергии -  $P_H = 10 \cdot 10^9 \text{ J/m}^3$  [1], это в десять раз больше чем макро показатель для сферы  $P_H = 1 \cdot 10^9 \text{ J/m}^3$ . Nano индентирование пирамидой Берковича, среднее значение пиковой твердости  $P_H = 20 \cdot 10^9 \text{ J/m}^3$ , почти в 4 раза больше подобного макро показателя для этого индентора. Для первого этапа, nano индентирования пирамидой Берковича, мера HB100:  $V_r(h_r) = V_{rb} = 8,2 \cdot 10^6, \text{ nm}^3$ ,  $PVA_b = 23,4 \cdot 10^9 \text{ J/m}^3$

## 2.2 Физическая модель и функция структурно-энергетических преобразований nano процесса одноосного пластического деформирования материала.

Рассмотрим некоторые свойства физического процесса роста прочности металлов и сплавов, полимеров и др. с уменьшением размеров (объема) пластически деформируемого растяжением твердого тела. Известно, что с уменьшением размеров образца, толщины металлического листа, диаметра проволоки (нити) наблюдается устойчивый рост показателей прочности, в частности предела прочности на растяжение [4]. На нитях углерода – nano трубки и др. происходит увеличение прочности в сотни и более раз при уменьшении толщины (диаметра) до nano уровня.

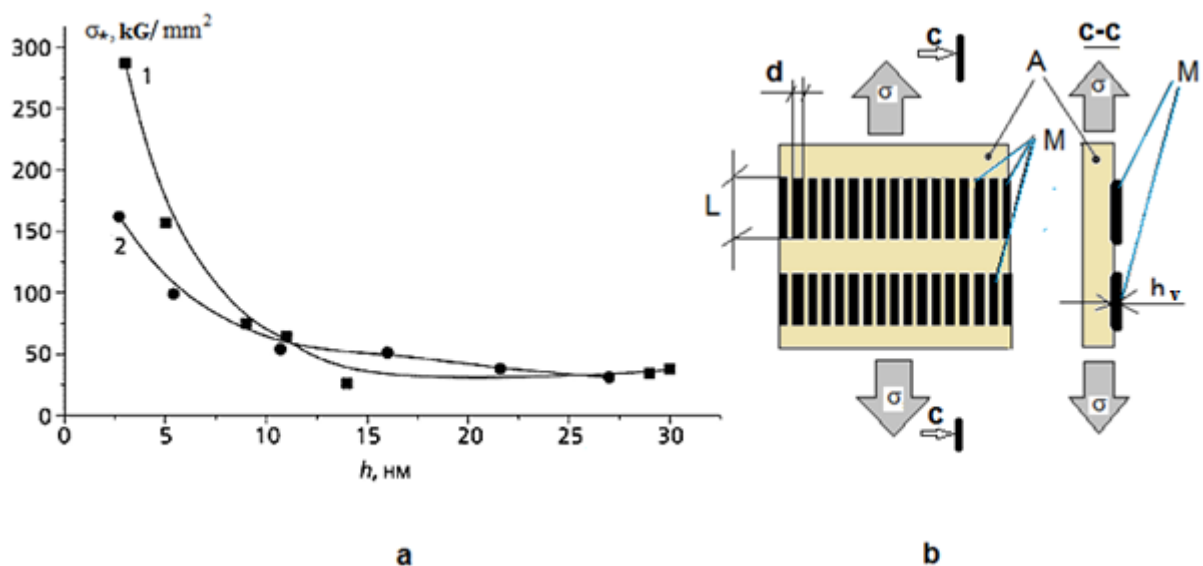


Рис. 26 Зависимость предела прочности на растяжение  $\sigma_*$  nano покрытия металла толщиной  $h$ , 1 - Au, золото 2 – Pt, платина. [23], А – подложка полимера, растянутая напряжением  $\sigma$ . М – пленка металла.

В исследованиях А.Л. Волынского [23] показано, переход вещества от микро к nano размерам вызывает качественные изменения в его физических, механических,



физико-химических и других свойствах. Экспериментально установлена связь предела прочности  $\sigma_*$  при растяжении до разрушения nano тонких покрытий из чистых металлов с их толщиной  $h_v$ . На Рис. 26 показаны экспериментальные зависимости прочности на разрыв  $\sigma_*(h_v)$  покрытия из золота -Au и платины - Pt. Металл наносится тонким (практически любой толщины) слоем на поверхность полимерной пленки подложки. Выполнено упругое деформирование пленки до 100%, температура 90-100 °C. Автором установлена связь (10) между напряжением разрушения  $\sigma_*$ , толщиной покрытия металла  $h_v$ , характерным размером фрагментов  $L$ , на которые особо чистый металл равномерно разделяется по поверхности чистого бездефектного полимера:

$$\sigma_* = \frac{L\sigma_0}{4h_v} \quad (10)$$

Где,  $\sigma_0$  - напряжение в полимере при деформации 100%.

Преобразуя (10) получим:

$$\sigma_* h_v = D_\sigma, \quad \text{N/m}, \quad (11)$$

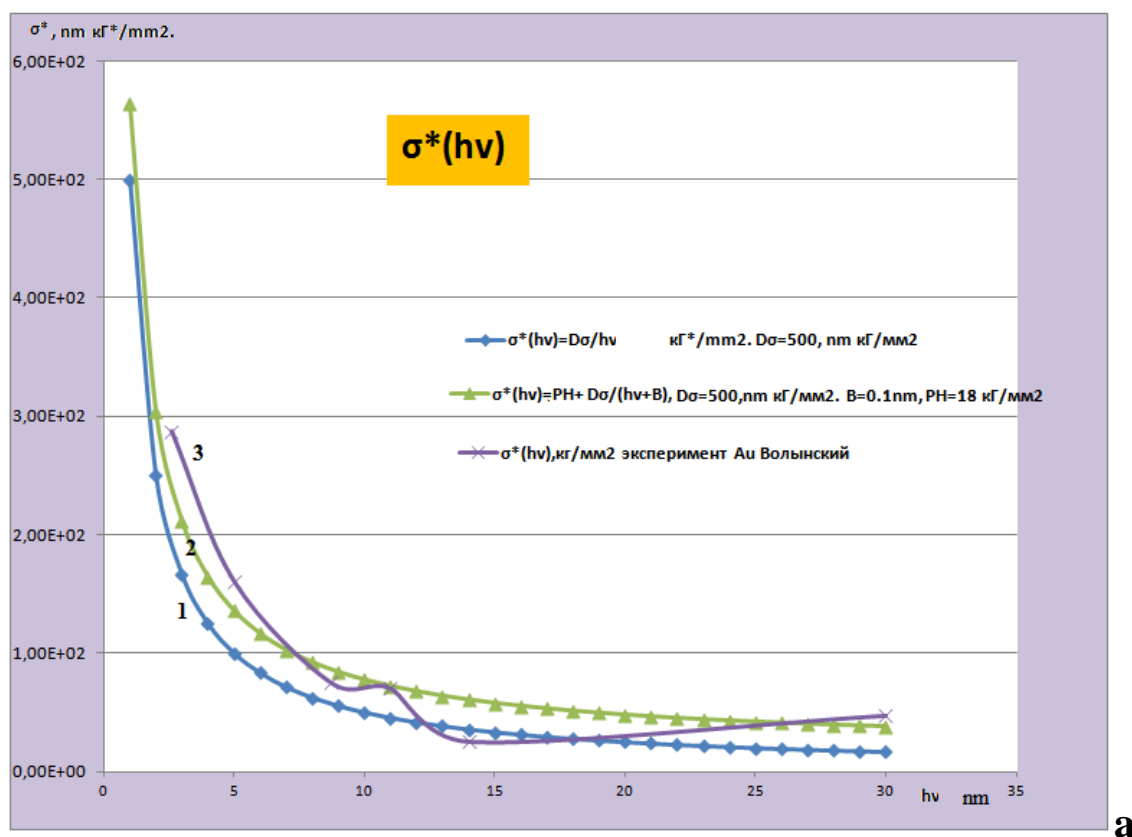
Где,  $D_\sigma = \frac{L\sigma_0}{4}$  - константа структурно-физического состояния термомеханической системы металл-полимер. Из формы диаграммы **Рис. 26а** и аналитического вида функции (11) очевидно, она имеет характер гиперболы. Форма графиков подобна кинетическим диаграммам  $NI(h)$ ,  $HIN(h)$  nano твердости Рис. 22-25. Очевидно подобие параметра  $D_\sigma$  и структурно-физического параметра уравнения (9) nano индентирования  $Dn, \text{N/m}$ .

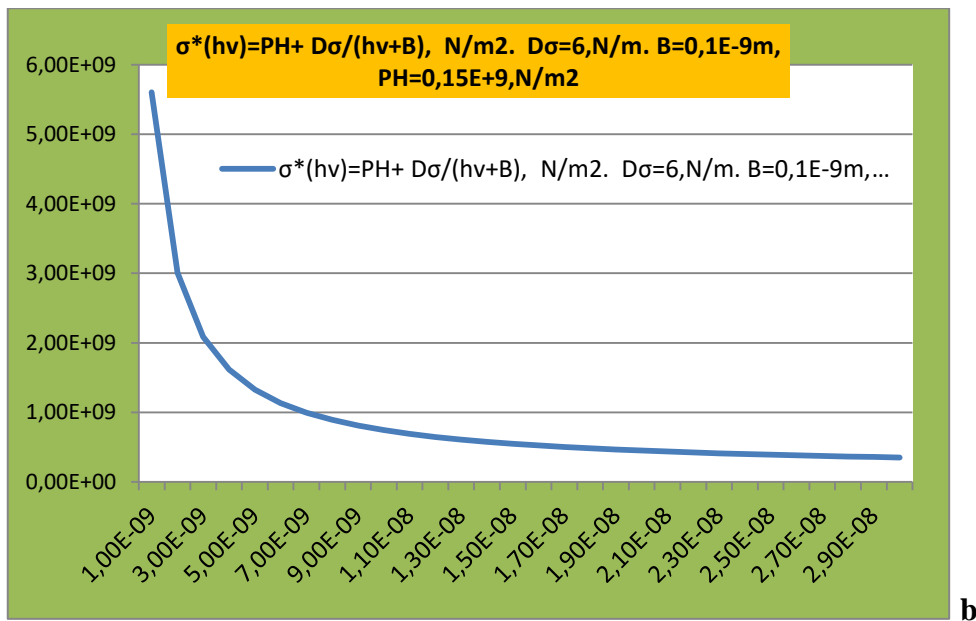
Исходя из физической теории прочности, предлагаю дополнить теоретические рассуждения автора этого исследования. В металлическом покрытии присутствует энергия упругих деформаций, обусловленная напряжениями в подложке. Свойства движения молярной энергии на nano уровне металла при формоизменении меняются, в соответствии с необратимыми преобразованиями nano структуры системы во времени. К структуре следует так же отнести размер  $h_v$  (толщину) активированного объема. Формально в металле нет механических напряжений, есть энергия квазичастиц и равномерные деформации объема покрытия. Подобным образом тело расширяется от тепла, но в нашем случае присутствует анизотропия формообразования. Разделение на равные фрагменты объема металла, предполагается, результатом сложения корпускулярно волновых процессов. Максимальная плотность энергии этих процессов по середине активированного объема. В середине область максимума сложения энергии волн-квазичастиц, здесь возникает процесс спонтанного роста новой поверхности (трещины) и раздел TMS на две устойчивые материальные области - фрагменты.

Одновременно наблюдаем деление на сегменты. Предположительно, это результат формирования собственной волновой энергетической поверхности (границы раздела) объема высоко активированного металла. Поток энергии приходит от полимера. При достижении определенного, характерного термомеханического нано энергетического состояния данного вещества наступает спонтанное деление объема на части. В этом случае величина  $\sigma_*$  - количественная мера предельной плотности энергии сложного микроскопического процесса, установленная экспериментально-аналитически.

С целью анализа свойств функции мы первоначально выполнили аппроксимацию экспериментальной диаграммы, Рис.26, формулой (11). В результате для Au был получен параметр  $D_\sigma = 500, \text{ nm кГ/мм}^2$ . На Рис.27 аппроксимация экспериментальных точек графика 1 формулой (11). Одновременно показана другая аппроксимация экспериментальных точек, используя методы Excel, для Au, график – 3.

Применим для описания процесса деформирования растяжением металлического покрытия в экспериментах А.Л. Волынского понятие активированный объем. В физической теории прочности знак напряжений не влияет на корпускулярно волновые процессы. Процессы нано индентирования происходят с подобной высокой плотностью энергии необратимого деформирования. Параметры финального этапа разрушения, от пластического растяжения тонкого слоя чистого металла, позволяют определить соответствующую величину активированного объема и др.





**Рис.27** Результаты разной аппроксимации функции  $\sigma_*(h_v)$  по экспериментальным данным разрушения nano слоя чистого золота [23] : а – показаны диаграммы 1,2 с разными значениями параметра  $D_\sigma$  в (11), б - Диаграмма 2 построена в осях с размерностями принятыми при nano индентировании.

Используем для аппроксимации точек эксперимента физическое уравнение nano индентирования (9). Условное давление индентора  $HIN(h)$  представим как предельные напряжения пластического деформирования  $\sigma_*$ . Величина предельных напряжений пропорциональна энергии упругих деформаций, которая однозначно связана с молярной энергией. При напряжениях  $\sigma_*$ , температуре 90-100 С, металл в покрытии достигает максимальных пластических деформаций. Финал процесса - наступает неустойчивое состояние хрупкого (спонтанного) разрушения, слой определенного, характерного размера  $h_v$  разделяется на два равных фрагмента размером  $L$ . Далее фрагменты не делятся, но расходятся между собой на поверхности полимера (подобно льдинам на воде).

Если глубина nano индентирования удовлетворяет условию  $h > h_0$ , объективная количественная характеристика энергии и мощности необратимого процесса. Мы заменим глубину индентирования на толщину деформированного до разрушения металла  $h_v = h$ . Так же, используем величину  $PH = PHV = 0.18 \text{ GPa}$  (18 кГ/мм<sup>2</sup>), значение макро твердости золота, справочные данные [4]. Аппроксимация зависимости  $\sigma_*(h_v)$  эксперимента растяжения чистых металлов формулой nano индентирования (9) показала хороший результат. На рис.27, функция -2, результат построения окончательной теоретической аппроксимации диаграммы  $\sigma_*(h_v)$ , уравнением (9). Очевидно, что физическое уравнение индентирования хорошо отражает форму экспериментальной зависимости – 3.

Полученная аналогия свойств формоизменения металлов при разных знаках напряжений (поток работы) но близких значениях плотности энергии подтверждает единую корпускулярно-волновую природу необратимых микроскопических процессов.

Обратим ваше внимание на свойство деления фрагментов металла на равные сегменты  $d$ , Рис. 26b, свойство иллюстрировано фотографиями А.Л. Волынского [23]. Используя формулу объема сегмента металла, образующегося при определенных структурно-физических процессах формоизменения в постоянных термомеханических условиях, получим более полную формулу связи величины активированного объема и разрушающих напряжений:

$$\sigma_* V_{A*} = D_{\text{СК}}, N \cdot m, \quad D_{\text{СК}} = D_{\sigma} d \cdot L \quad (11.1)$$

Где,  $V_{A*} = d \cdot L \cdot h_v, m^3$  - нано активированный объем металла в условиях плоского напряженно-деформированного состояния, образующийся при хрупком разрушении, путем деления объема тела на равные фрагменты и сегменты, в заданных структурно-физических условиях  $\sigma_*, T$ . Здесь нано толщина  $h_v$  - характерный размер физического активированного объема, рассматриваем как корреляционный параметр структурно-энергетического состояния.  $D_{\text{СК}}$  - константа нано *объемного* структурно-физического состояния термомеханической системы металл-полимер, в условиях процесса двухосного пластического деформирования.

Характерный вид гиперблы функций  $H(h)$  нано твердости можно обнаружить в экспериментальных данных свойств нано твердости серебра и золота, обзор Ю.И.Головина [24]. На Рис.28 показаны результаты анализа некоторых диаграмм.

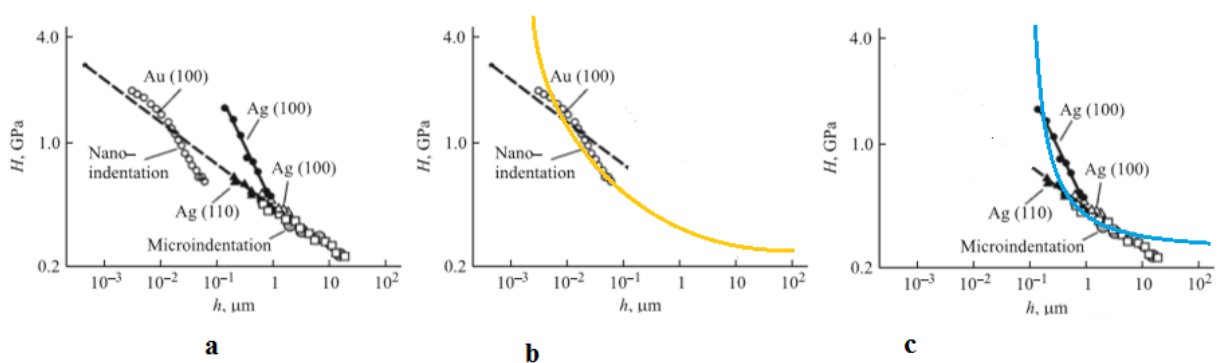


Рис. 28 Зависимости нано микро твердости,  $H(h)$ , для чистых металлов золото и серебро: а – исходные графики из обзора данных разных источников [24]; а,б - аппроксимация функции нано твердости, используя уравнение (9), б- золото, желтым цветом кривая с дальней экстраполяцией; с – серебро, голубым цветом, по данным двух разных экспериментов.

Эксперименты убедительно подтверждают вывод А.Л. Волынского [23]: в нано размерном диапазоне, чем меньше размер активированного тела, тем выше его прочность.

Используя экспериментальные свойства разрушения nano покрытий из чистых металлов, нами получена функция для описания структурно-энергетического nano процесса необратимого деформирования материала, установлена связь величины активированного объема и разрушающих напряжений. Далее покажем, формула (11.1) подобна по форме и содержанию структурно-энергетическому закону физической теории прочности [12,15].

### 1.3 Обсуждение. Характерный линейный размер активированного объема микро и nano процесса индентирования.

#### Обсуждение.

Физические параметры удельная поверхность активированного объема  $X_{sv}(h)$  и плотность энергии активированной области, соответствующие им производные позволяют количественно оценить связь энергии, мощности, удельной поверхности, объема, активированных индентором, со структурно-физическими свойствами и параметрами материалов, их механическими свойствами твердости, прочности, долговечности, усталости деформируемого твердого тела.

Для nano индентирования, можно выделить начальный nano активированный объем, который обозначим  $V_r(h_r)$ . В этот период удельный параметр  $X_{sv} = S_a / V_a$  достигает очень большой величины, плотность энергии максимальна. Для пирамиды Виккерса и сферы D2,5mm, на Рис.29 показан характер функции  $X_{sv}(h, mm)$

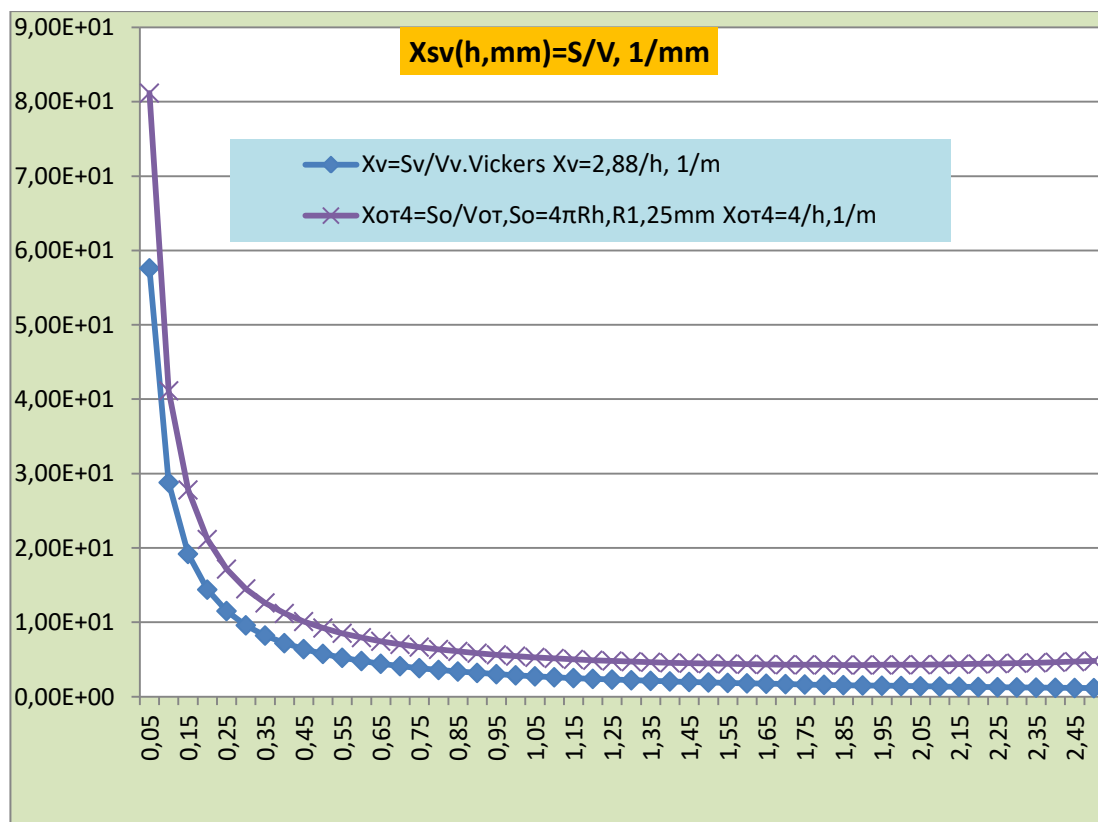


Рис.29 . Характер функции  $X_{sv}(h, mm)$  пирамида Виккерса и сфера D2,5mm.

В результате проведенных исследований мы убедились, что в формулах (9), (11.1) отражены физические свойства мощных необратимых нано процессов для начальных объемов, характерных для нано индентирования и пластического растяжения материала в телах малого объема. В кинетической концепции прочности твердых тел убедительно доказано, что хрупкое разрушение при постоянных термомеханических условиях наступит практически всегда, это событие определяется временем  $\tau_*$  долговечностью [30]. Этим хочу подчеркнуть. Хрупкое разрушение – следствие процесса накопления необратимых изменений на нано уровне СЭС, до состояния неустойчивости ТМС.

Принимая во внимание, что размеры активированной области индентирования или растяжения материала часто определяются приближенно или условно, введем более широкое понятие, обобщенную величину *характерный линейный размер* физического или условного *активированного объема*:

$$L_a = \sqrt[3]{V_a}, m \quad (12)$$

Например, толщину покрытия металла  $h_v$ , в экспериментах [23], можно считать как величину  $L_a$  как характерную толщину объема, характерный размер физической области (среды или термодинамической системы), в которой идет активный процесс разрушения объемного взаимодействия структурных единиц тела, происходит генерация волн квазичастиц от необратимых флуктуаций разрушения.

Физический активированный объем  $V_p$ , в результате необратимых преобразований, непрерывно формирует на элементарном уровне поверхность новых структурно физических состояний (энергия поверхности). Предполагая в некоторых случаях равенство условного и физического объема  $V_a = V_p$ , можно сделать оценку и выводы относительно состояния разрушения, плотности энергии необратимых процессов, величины параметра  $X_{SV}$  и др. При этом возможна оценка характерного физического размера области активации  $L_{pa}$ .

Анализ экспериментальных диаграмм индентирования позволяет назвать приближенные размеры трех условных периодов релаксации, развития активационных процессов. Данные экспериментов показывают, что первый начальный период физический объемом  $V_{pr}$  активации для конструкционных материалов можно принять в интервале  $1 \cdot 10^{-21} < V_{pr} < 1 \cdot 10^{-18} m^3$ . Где, меньшее значение объема – нано режим. Большее значение активированного объема - микро режим, второй период индентирования. Характерный линейный размер микро и нано высоко энергетически активированной области обозначим  $L_{pr}$ . Он определяется на отрезке  $h_r \div h_*$  согласно анализа данных экспериментального влияния :

Нано режим  $L_{pr} = 10^{-7} m = 0,1 mkm = \sqrt[3]{V_{pr}} = \sqrt[3]{1 \cdot 10^{-21}} m = 1 \cdot 10^{-7} m \approx 100 nm$ .

Микро режим  $L_{prmi} = 1 \cdot 10^{-6} m = 1.0 mkm \approx 1000 nm$ .

$V_{pr} = V_A < 1 \cdot 10^{-18}, m^3$  - начальный высоко энергоемкий период индентирования.

Макро режим, третий период индентирования, условно обозначим с глубины  $h=0,1mm$ .

Энергия структуры в объеме макро системы, при пластическом деформировании, трансформируется в энергию поверхности. Изменяется пространственно временная нано конструкция потоков волн-квазичастиц. Процессы на нано и микро уровне можно приближенно анализировать через параметр  $X_{SV} = S/V$ . Характеристика применима для описания поверхностной макро твердости и нано твердости, где  $S, V$  – параметры соответствующего активированного объема.

Далее мы используем дополнительные физические параметры и функции, отражающие свойства нано индентирования, исследуем их связь с признанными характеристиками и параметрами в механике ДТТ, долговечность, прочность, усталость, условия разрушения и др.

Исходя из физической структурно-энергетической теории прочности, для активации процессов необратимых изменений состояния макроскопической системы структурных единиц (пластического деформирования, хрупкого разрушения) необходимо обеспечить в некотором объеме, характерный для данного СЭС материала поток энергии квазичастиц большой мощности. Необходимо создать определенную по физическим свойствам молярную плотность энергии. Мощный поток энергии квазичастиц возможен при высокой частоте флуктуаций большой энергии в малом объеме. Чем меньше значение объема активированного ДТТ, тем выше частота и плотность энергии характеристических флуктуаций состояния этого объема, как ТМС.

#### **2.4 Формирования нано активированного объема высокой плотности энергии. Leading process структурно-энергетических нано преобразований.**

Прежде чем формулировать модель и функцию процесса структурно-энергетических преобразований материала, при нано индентировании SI острым инструментом, приведу цитату из статьи Ю.И.Головина [24, стр.2133]: «При непрерывном индентировании, в процессе которого радиус пятна контакта меняется от атомного до макроскопического, масштаб задачи поочередно пробегает различные структурные уровни деформации. В результате такого *сканирования* каждый включающийся уровень, имеющий собственный характерный размер, будет привносить свои особенности в масштабные эффекты».

Рассмотрим гипотетическую физическую модель на уровне формирования нано активированного объема. Предположим, что начальный период нано активации объема возникает высокая плотность энергии, обусловленная работой процесса взаимодействия тонкой структуры острого тела индентора и материала. Высокая мощность и плотность энергии разрушения, результат возникновения разрушительного физического вихре волнового контакта в первоначальный момент, сближения нано структурных объемов

двух тел (индентор – материал). При этом от вершины индентора идет поток работы квазичастиц энергии напряжений. Предположим, что возникает лидирующий локальный мощный устойчивый объемный процесс, структурно-энергетических преобразований. Формируется лидирующая активная область нано индентирования. Рассмотрим модель процесса предполагаемого физического механизма концентрации и локализации энергии у вершины острого индентора, модель нано активации, кратко - leading process.

В начальный момент касания вершины острого индентора ( конус, пирамида и др. ) с исследуемым материалом условный «геометрический» расчет показывает максимум, экстремум значения функции твердости материала [1]. До некоторой глубины  $h_0$  величина давления имеет условный и очень неустойчивый характер, обусловленный неоднородностью, анизотропией и др. случайными факторами. Но неизбежно развивается процесс *высокой физической* мощности необратимых структурных изменений в очень малом объеме материала. Из анализа экспериментальных данных индентирования [1, 23,24], можно видеть, что в первоначальный момент нано индентирования острым или нано сферическим инструментом, с малым радиусом сферы, мы получим пик твердости. Есть все основания предположить, что главным в начальном физическом процессе является не форма геометрии индентора, но большое значение параметра  $X_{SV}$ . Главным в этом процессе предполагаем соотношение поверхности и объема малой активированной области. Рассмотрим физический активированный объем  $V_p$ , размеры которого самостоятельно формируется как корпускулярно-волновое квантовое пространство или физическое тело определенных нано состояний и термомеханических параметров. Индентор в этом случае только инициатор и катализатор процесса. Предположим, что при некотором малом значении  $h^*$  нано индентирования, вблизи точки перегиба гиперболы, Рис. 30, возникает состояние формального равенства условного  $V_{Am}$  и физического объемов активации:

$$V_{Am}(h^*) = V_p(h^*)$$

Нижний индекс  $p$ , у параметров  $S_p, V_p, X_p$ , подчеркивает, относится к состоянию активного физического объема, лидирующего процесса взаимодействия волн-квазичастиц больших энергий, возникающих в физической «точке» контакта. В этот период геометрические параметры и форма нано инструмента имеют условный характер. Глубина перемещения, как параметр состояния, при этом имеет в большей степени однозначный и объективный характер.

Предположим, что в результате энергетического сканирования материала нано вершиной индентора, при глубине  $h^* > h_0$ , перед вершиной острого индентора формируется особая высоко активированная физическая нано область  $V_{Am}$ . В этой области непрерывно растет абсолютное количество  $N$  флуктуаций разного уровня энергии корпускулярно волновых процессов, растет максимальный средний элементарный потенциал плотности энергии флуктуации в объеме. Монотонный рост объема при нано активации, рост абсолютного числа флуктуаций, рост максимум их энергии, неизбежно стремится к физическому устойчивому молярному структурно-

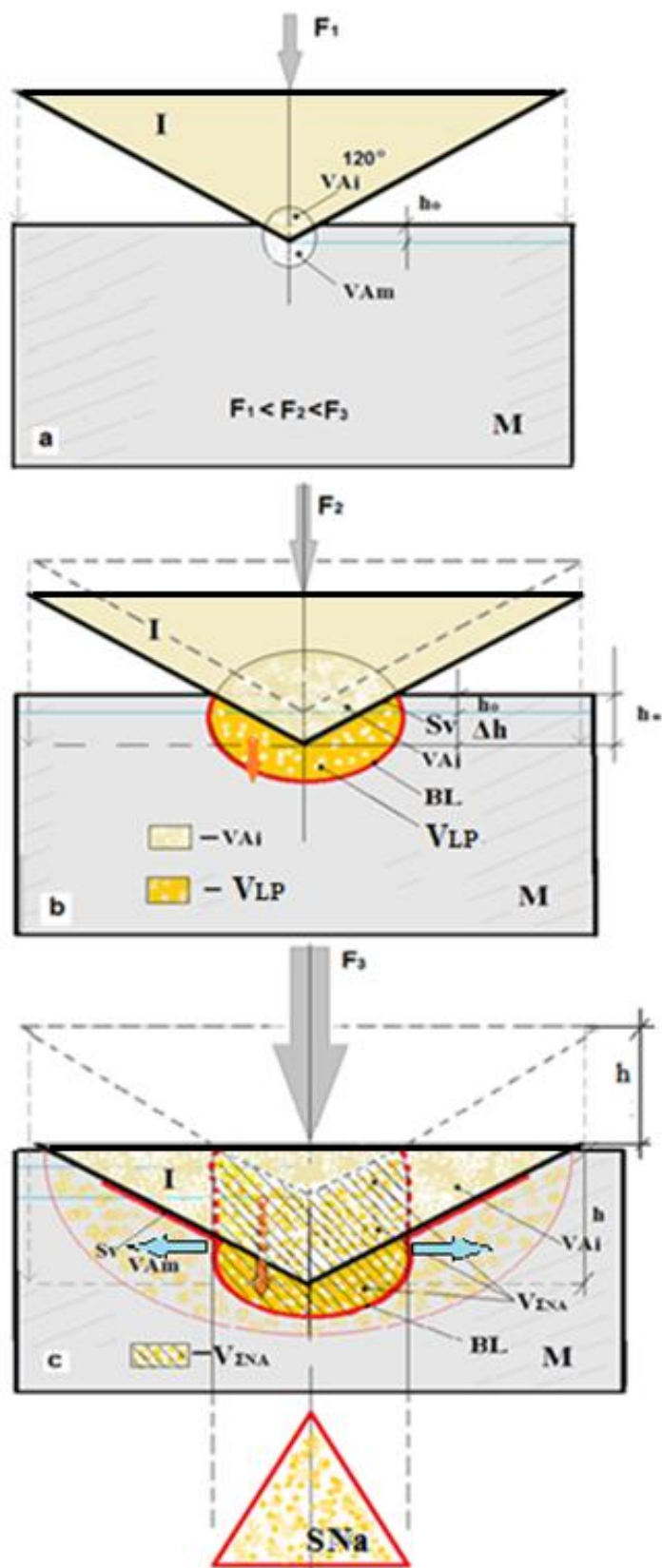


энергетическому состоянию характерному для данного вещества (для совокупности разных веществ – компонент образующих сложную систему). Процесс активации стремится к индивидуальному молярному состоянию этой особой области. В ней формируется физический собственный, характерный активированный объем материала. В некоторый момент времени, значения глубины и др. в материале формируется состояние молярности TMS – возникает совокупность характеристических флуктуаций энергии, матрица CFL, пространство нано активированного молярного объема. В этом состоянии CFL образуют макроскопическое множество или объем  $V_p$  из элементарных состояний квазичастиц энергии – квазижидкость, квазигаз *энергии*. Особенность этого физического состояния – все элементарные объемы CFL когерентны как вихревые *волновые источники, между ними возникает состояние интерференции* [27]. Данный молярный объем формирует свою волновую поверхность – Sp. Такой относительно малый, физически активированный нано объем, подобен по интересующим нас физико-механическим свойствам, изотропному твердому телу. В частности, по своим свойствам переноса упругой, тепловой энергии. Это молярный объем TMS, созданный вершиной нано индентора и активированным материалом. Такой объем инвариантен своей геометрической форме и давлению в нем, инвариантно произведение  $pV_\mu$  (термодинамический молярный потенциал), как для постоянной массы идеального газа. В нашем случае постоянной величиной, некоторое время, будет количество энергии в этом объеме – плотность энергии. В данном объеме формируется и присутствует количество флуктуаций CFL близкое числу Авогадро. Следует напомнить, что данная среда не является идеально изотропной, поэтому в объеме присутствует отклонение от расчетного значения числа  $N_A$  по некоторым направлениям тензора деформаций. Это число получено для идеальных условий флуктуаций энергии – изотропный газ. В изотропной системе идеального газа нет нано структуры движения энергии, поэтому количество CFL равно числу *идеализированных* частиц массы газа. Плотность характеристических флуктуаций и идеальных частиц массы в объеме  $V_\mu$  не зависит от направления (степени свободы). Подробнее об этом сказано в реферате [28]. Далее рассмотрим фактические данные, подтверждающие существенное различие обобщенной скорости роста усилия индентирования  $\dot{F} = \frac{\partial F}{\partial h}$  в нано и макро режимах, они косвенно подтверждают первоначальное предположение.

## 2.5 Модель и функция **leading process** структурно-энергетических преобразований нано индентирования SI инструментом.

Предположим существование перед движущейся вершиной SI индентора физической нано области - активированного объема с высокой плотностью энергии флуктуаций. Обозначим эту область высокой активации разрушительных процессов - лидирующий процесс (LP, **leading process**) **структурно-энергетических преобразований**. Экспериментальные и аналитические исследования, косвенно указывают на устойчивость основных параметров этой области.

На Рис. 30 показаны схематически основные элементы и процесс движения LP высоко активированной области нано индентирования. Обозначения на рисунке:



**Рис. 30.** Модель формирования nano активированного объема материала, **leading process** структурно-энергетических преобразований острым индентором пирамида Беркоича: а- начальный этап до глубины  $h_0$ ; б – формирование активированной области  $V_{LP}$  **leading process**; в – формирование суммарного объема LP активации  $V_{\Sigma NA}$  в результате трансляция процессов высокой плотности энергии  $V_{LP}$ , голубыми горизонтальными стрелками показаны направления рассеяния энергии в теле M.

**I** – индентор;

**M** – материал для индентирования;

$F_i$  - усилие на индентор в разный период процесса активации;

$\Delta h$  – перемещение индентора в устойчивом процессе активации;

**VAI** – активированный объем в теле инструмента;

$V_{Am}$  - активированный объем в теле образца материала;

$V_{LP}$  - активированный физический объем leading process необратимых структурно-энергетических преобразований;

$S_{LP}$  - поверхность активированного объема  $V_{LP}$  в состоянии leading process ;

$V_{\Sigma NA}$  – накопленный суммарный объем активации в результате  $\Delta h$  перемещения индентора;

**Sv** – активная контактная поверхность индентора и отпечатка;

**SNa** – проекция nano активированного объема  $V_{LP}$  и  $V_{\Sigma NA}$  на плоскость материала M, индентор трехгранная пирамида;

**BL** - линия сечения границы объема  $V_{LP}$  leading process.

Рассмотрим процесс nano индентирования с позиции физической структурно-энергетической теории прочности [14,15]. При движении индентора внутри области VA происходит активизация интенсивных необратимых структурно-энергетических преобразований и формоизменение материала (см. часть А, Рис.1). В объеме VA меняются физические параметры микроскопических состояний материала. Наблюдается ротация зон слабой и повышенной плотности энергии деформированного тела. Изменяется мощность микроскопических потоков переноса энергии волн-квазичастиц вызванных элементарными разрушениями взаимосвязей структурных единиц. С позиций механики ДТТ, с ростом глубины  $h$  и площади поверхности  $S$ , изменяется плотность энергии и расположение упругопластических зон. Перед вершиной **SI** индентора формируется область высокой плотности энергии взаимодействия - физический объем  $V_{LP}$ . В физической модели предполагается, что объем  $V_{LP}$  обладает собственными однородными, изотропными (частично анизотропными) высокими термодинамическими и энергетическими параметрами. О физической природе и условиях формирования такого устойчивого состояния, гомеостаза необратимых преобразований nano структуры твердого тела, можно познакомиться подробнее в работе [26]. В объеме  $V_{LP}$  происходят движение, ротация *структурных состояний* и элементарных масс твердого тела. В результате перемещения индентора, движения границы контакта, происходит перемещение области  $V_{LP}$ . По сути, движение вершины **SI** *вызывает трансляцию высоко активных* необратимых

процессов состояния нано пластической зоны LP в глубину исследуемого тела. Здесь уместно вспомнить феномен из гидромеханики. Волновая поверхность моря, особенно в ветреную погоду, создает ложное зрительное впечатление. Кажется, что происходит движение массы воды вместе с гребнями волн. В действительности имеет место движение, ротация (вихри) энергии массы воды вблизи поверхности. Сама масса воды практически не перемещается вместе направлением движения волнового профиля [28гидром]. Вернемся к индентированию. Основная энергия активированного объема  $V_{LP}$  переносится не массой частиц, но квазичастицами вихревых волновых нано процессов. Далее мы рассмотрим дополнительный источник внутренней энергии в  $V_{LP}$  объеме, причину нано пика давления и температуры. В физическом объеме активации  $V_{LP}$  одновременно присутствуют и взаимодействуют волны-квазичастицы энергии необратимых разрушительных процессов активированных локально  $V_{LP}$  и генерируемых во всей системе VA. Но локальная область накапливает энергию. Схематически этот процесс можно рассматривать как локальные нарастающие микро потоки вихрей движения, ротацию вязкой жидкости. Движение и потоки в нашем случае относятся к энергетическим состояниям квазичастицам энергии среды. Движение частиц массы по объему  $V_{LP}$  пренебрежимо. Данные процессы экспериментально обнаружены и в малой степени исследованы в работах [10,16, 26]. Изменение формы, рост размера индетора, его перемещение, создают различные, неравномерные (во времени) и неоднородные по глубине, объему энергетические и силовые условия около поверхности контакта. Физический объем  $V_{LP}$  характеризуется большим значением плотности энергии необратимого процесса, большим контактным давлением и шаровым тензором.

Для количественной оценки роста функции объема  $V_{LP}(h)$  будем рассматривать глубину  $h$  в нано индентировании как характерный размер нано активированного объема. Определим функцию leading process структурно-энергетических преобразований для нано индентирования SI инструментом. Предположим, что на отрезке глубины до микро режима  $h = L_{prmi} = 1 \cdot 10^{-6} m = 1.0 \mu m \approx 1000 nm$ , в активированном объеме  $V_{LP}(h)$  присутствует всестороннее сжатие материала, давление по трем осям тензора деформаций одинаково. Состояние малого объема материала  $V_{LP}(h)$  определяется функцией, первый член уравнения (9):

$$NI(h) = \frac{Dn}{h + B}, Pa \quad (13)$$

Где,  $Dn, N/m$ .  $B \geq 0$ ,  $m$  – константы нано индентирования SI инструментом, зависящие от материала, формы инструмента, температуры и скорости индентирования.

$NI(h), Pa$  - функция условного давления индетором, в физическом процессе кинетического нано индентирования для начального периода, до глубины около 1000nm.

Рассмотрим особенности необратимого физического процесса в объеме  $V_{LP}$ .

## 2.6 Выброс скрытой энергии кристаллической структуры в nano объеме.

В работе И.Д. Ибатуллина [26] рассмотрены экспериментально подтвержденные локальные процессы возникновения высоких температур в точках контакта структурных элементов твердых тел при трении и силовом контакте металлических поверхностей. По нашему предположению, в результате силового контакта поверхности индентора и материала формируются высокотемпературные и нагруженные элементарные nano области, в которых достигается температура плавления контактирующих тел. Элементарные состояния при последующем движении вершины индентора образуют однородную систему высоко активированного состояния вещества. Современные экспериментальные исследования подтверждают это.

Предположим, что в nano области LP активных процессов разрушения исходных структурных образований твердого тела, точнее в физическом объеме  $V_{LP}$ , происходит распад устойчивых энергоемких кристаллических форм (решетки, кластеры или иные структурные образования). Этот процесс, предположительно, протекает в адиабатических условиях, при этом в очень малом объеме активации, высвобождается дополнительная, скрытая энергия, например кристаллического состояния, структуры твердого тела. Физическая причина слабого рассеяния тепла большой мощности, за физическую границу объема  $V_{LP}$  исследуется в теории теплопроводности. Таким образом, в объеме  $V_{LP}$ , с ростом плотности упругой энергии  $W_{\sigma}$ , локально, высвобождается дополнительная скрытая энергия плавления [30]. Выброс скрытой энергии от распада кристаллических структур, например железа – главной компоненты стали, в малом объеме, при малом отводе тепла, предполагается причиной всплеска силы давления и температуры в объеме  $V_{LP}$ . В малом объеме происходит адиабатический переход из твердого состояния в квазижидкое, наблюдаем пик реакции  $F_2$  на инденторе. В терминах механики ДТТ, в объеме  $V_{LP}$  возникает шаровый тензор от напряжений сжатия или высокое давление. Энергия квазичастиц характеристических флуктуаций, в объеме  $V_{LP}$  распределяется равномерно по трем степеням свободы ортогонального тензора (изотропия).

Расчет плотности энергии индентирования железа и др. металлов показал, что в малом, nano активированном индентором объеме, происходит локальный процесс роста энергетических параметров состояния. У вершины индентора (конус, пирамида), в условиях непрерывного роста контактного давления NI,Pa, в самом материале, формируется локальная малая область физический nano активированный объем –  $V_{LP}$ . Этот высокий по энергетическим параметрам процесс предполагается основной причиной локального роста (на порядок и более) первоначальной удельной реакции NI инструмента nano индентирования. Расчет показал, например, для чистого железа

плотность энергии индентирования (физическая твердость) соответствует величине теплоты плавления чистого железа. В процессе индентирования и последующего вынужденного механического роста объема активации  $V_a$  происходит выравнивание средней плотности и рассеяние энергии в макро объеме. Таким образом, нано индентирование следует рассматривать как особый процесс, повышенной локальной мощности процесса разрушения нано структуры материала в очень малом объеме активации. Форма активированного объема  $V_{LP}$  и размер определяются структурно-энергетическими свойствами состояния нано системы. Геометрические условные параметры процесса (объем, форма) в полной мере отражаются в величине глубины  $h$ , величине перемещения границы контакта.

Рассмотрим физические параметры состояния материала в области  $V_{LP}$ , на примере стали. Главная компонента стали железо (Fe - около 95%).

Оценим плотность энергии, при плавлении чистого железа, используя справочные данные. Удельная теплота плавления чистого железа  $\lambda = 270 \cdot 10^3 \text{ J/kg}$ , плотность  $\rho = 7870 \text{ kg/m}^3$   $N(h)$ , легко получим удельную объемную теплоту плавления железа  $\lambda_v = 2,1 \cdot 10^9 \text{ J/m}^3$ . Эта величина согласуется с плотностью энергии PVA для макро индентирования сталей. Плотность энергии нано индентирования сталей на интервале до 400nm  $PVA = (4 \div 100) \cdot 10^9, \text{ J/m}^3$ . Как видим, величина физической нано твердости металлов имеет ту же размерность и близка значению удельной теплоты плавления. Очевидно, что энергии индентирования достаточно для перехода от твердого состояния локального объема твердого тела в квазижидкое, особенно в начальный период. Подобный результат получен для алюминия и вольфрама.

Начальная нано твердость стали,  $N(h)$  диаграмма Рис. 22, в 3-15 раз больше чем этот показатель на участке стабильного процесса нано – микро индентирования  $h > 1000 \text{ nm}$ .

Предположим, что основной причиной такого высокого показателя твердости (условного давления) на индентор, может быть высвобожденная дополнительная скрытая энергия кристаллической структуры  $\Delta W_{cr}$ , J металла в условиях адиабатического процесса. Следовательно, получим скачек плотности энергии для  $V_{LP}$  активированного объема:

$$PVA_{LP} = \frac{A + \Delta W_{cr}}{V_{LP}}, \text{ J/m}^3 \quad (13.1)$$

В начальный период движения острого индентора наблюдается всплеск энергетических параметров материала (сила, давление, плотность энергии, температура и др.), затем процесс затухает ростом  $h$  и  $V_A$ . Это очевидно из диаграмм для пирамиды и др. острого инструмента.

На Рис. 22 индентирование пирамидой Берковича, высокие значения нанотвердости соответствуют малым нагрузкам, с увеличением нагрузки  $F$ , растут  $h$ ,  $V_a$ , нано твердость монотонно уменьшается. Это обратный «размерный эффект», описан в [1, 22]. На глубине более  $h=1000$  nm (1mkm),  $V_a = 5 \cdot 10^{-9}$  nm<sup>3</sup>, для меры НВ100, пирамида Берковича, происходит стабилизация **НН** и дифференциальной твердости РН. С ростом числа твердости материала параметры  $h$ ,  $V_a$  уменьшаются.

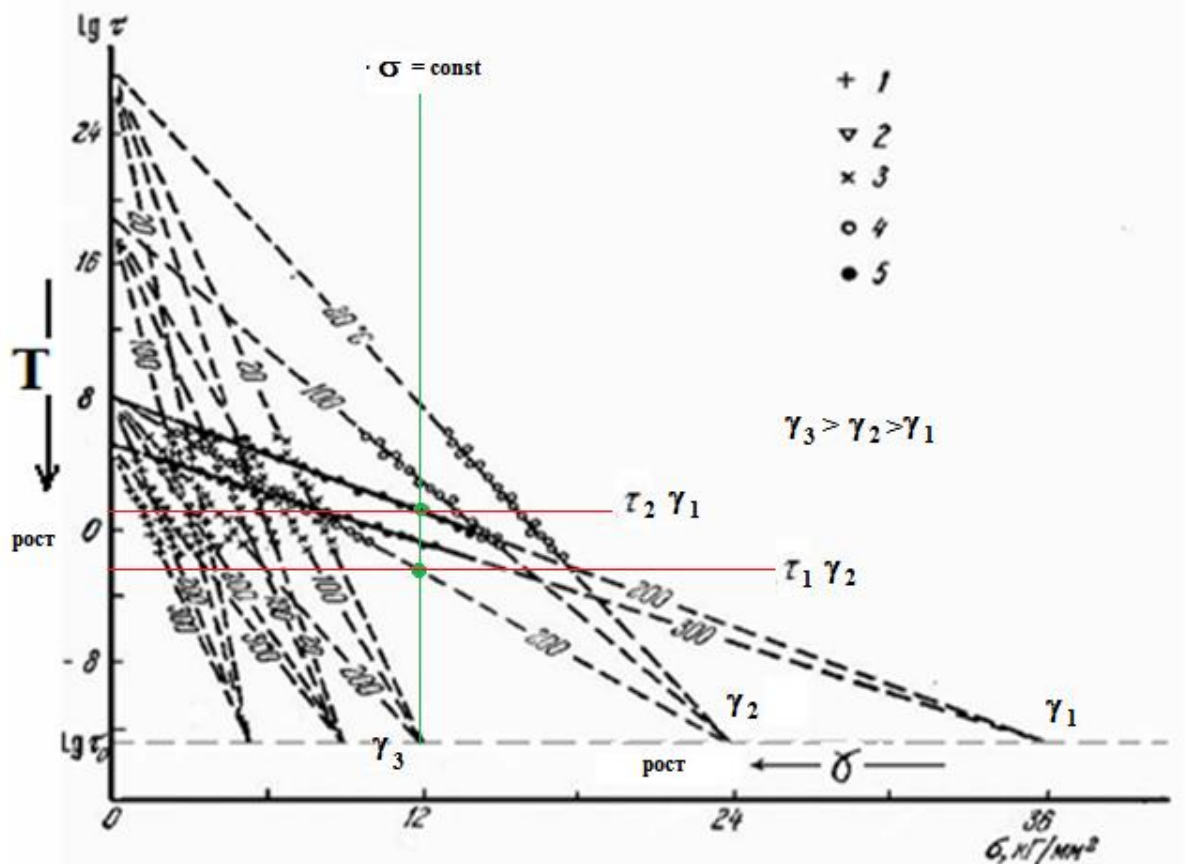
В макро индентировании наблюдаем прямой «размерный эффект». С ростом глубины индентирования сферой макро твердость растет Рис.20b,c. Физическая нано твердость кинетического индентирования материала превышает физическую макро твердость в 4-100 раз. Малая глубина соответствует большому показателю **РН(h)** и **НН** - Рис.22.

Исследуем связь структурно-физического параметра **Dn**, N/m из уравнения нано индентирования (9) и структурно-энергетического молярного параметра **Gr**, J/mol, в физической теории прочности и долговечности твердых тел.

### **3. Молярный структурно-энергетический потенциал и структурно-физический параметр материала в уравнении нано индентирования, взаимосвязь.**

В кинетической концепции прочности твердых тел С.Н. Журкова [29,31] экспериментально определен структурный коэффициент  $\gamma_0, \text{m}^3/\text{mol}$ . Это параметр характеризует микро структурные свойства материала, влияет на долговечность материала  $\tau_*$  (иногда обозначается  $\tau$ ). С ростом поврежденности материала значение  $\gamma$  увеличивается.

Экспериментально было установлено, что начальное значение коэффициента  $\gamma_0$  инвариантно значению постоянного растягивающего напряжения  $\sigma$ . Через некоторое конечное время  $\tau_*$ , любой материал разрушается хрупкой трещиной. Для малых напряжений это время очень большое. В концепции, для создания теории, размерность эмпирического коэффициента  $\gamma_0$  «искусственно» приводили к воображаемой одной атомной связи, но эта модель не дала положительного результата. Для чистых металлов значение  $\gamma_0$  от вещества практически не зависит, главным для этого параметра являются структурные свойства (отжиг, прокатка, легирование и др.). На Рис. 31 показаны зависимости долговечности  $\tau$  - время до хрупкого разрушения образца от постоянных напряжений, для разных температур, разных начальных значений  $\gamma_0$  полученные в экспериментах для алюминия в разном структурно-физическом энергетическом состоянии [30].



**Рис. 31** Зависимость долговечности алюминия в разном структурном состоянии: 1 –отжиг 550С; 2 –отжиг 420С; 3 – отжиг 290С,  $\gamma_3$ ; 4 – прокатка,  $\gamma_2$ ; 5 – легирование,  $\gamma_1$ . Постоянные напряжения (ось абсцисс) и температура (указана на графиках) [29,31]. Зелеными точками показаны значения долговечности  $\tau_1(\gamma_2) < \tau_2(\gamma_1)$  для разных структурных параметров при постоянном напряжении  $\sigma = 12 \text{kg} / \text{mm}^2$

Из экспериментальных данных следует, что с уменьшением  $\gamma_0$  долговечность растет, при этом уменьшается мощность необратимого атомарного, нано структурного, процесса разрушения твердого тела. При равных условиях  $\sigma = \text{const}$ ,  $T = \text{const}$  металл с меньшим начальным значением  $\gamma_{oi}$  (примем  $\gamma_1 < \gamma_2$ ) имеет больше долговечность. На Рис.31 характер влияния  $\gamma_{oi}$  на долговечность материала показан зелеными точками.

В физической теории прочности, на основании анализа экспериментальных результатов *аналитически* показано, что мощность разрушительных процессов у параметра  $\gamma_1$ , меньше чем для материала с параметром  $\gamma_2$ . Экспериментально обоснована и получена зависимость структурной функции  $\gamma(t, \sigma, \gamma_0, U_0) \text{ m}^3 / \text{mol}$ , где  $U_0$  - энергия активации разрушения ДТТ [12,14]. Начальное значение функции  $\gamma_0$  определено как физический корневой молярный объем энергии ДТТ в исходном структурно-энергетическом состоянии материала. Показан корпускулярно-волновой квантовый механизм необратимых процессов разрушения ассоциированных атомных взаимодействий в ДТТ.



Используя уравнение равновесия волной энергии, векторную теорию поля, в физической теории прочности обобщены экспериментальные свойства функции  $\gamma(t, \sigma, \gamma_0, U_0)$ , показан физический смысл коэффициента  $\gamma_0$  кинетической концепции прочности. В физической теории выполнен обоснованный переход от эмпирической формулы Журкова (для постоянных напряжений) к физическому уравнению состояния ДТТ и решению задач при переменных напряжениях.

Начальное значение функции  $\gamma_0 = \gamma(t=0)$ , специалисты называют структурным коэффициентом Журкова  $\gamma(0) = \gamma_0 \text{ м}^3 / \text{мол}$ .

Феноменологические методы расчета долговечности с использованием кинетической концепции применяются на практике, наиболее разработаны эти методы М.Г. Петровым [32]. По методике концепции [29,31],  $\gamma_0$  и  $U_0$  можно экспериментально определить для многих простых твердых материалов. Однако для конструкционных материалов эти методы оказались практически не приемлемы. В настоящий момент нет физически обоснованной и общепризнанной методики определения  $U_0, \gamma_0$ , авторы применяют различные феноменологические подходы.

Разработка методов и теории применения данных кинетического индентирования стационарного или мобильного (в элементах конструкции) для определения структурно-физических молярных параметров материала представляет практический интерес. Такую задачу в течение ряда лет решает автор данной работы. Наиболее перспективным представляется стандартный метод кинетического индентирования, в котором мы применяем методы физической теории прочности.

Для решения задачи исследуем взаимосвязь дополнительных физических кинетических параметров нано индентирования и структурно-энергетических параметров материала в физической теории прочности. Покажем связь структурно-физического параметра материала  $Dn$  и его структурно-энергетического потенциала  $Gr$ . В свою очередь  $Gr$  однозначно связан с корневым молярным объемом  $\gamma(t)$  (структурный параметр, начальное значение  $\gamma_0$  - коэффициент Журкова).

Отметим важный экспериментальный факт, который ранее не учитывался исследователями. При определении долговечности растяжением различных чистых металлов, полимеров и др. С.Н. Журков применял особые тонкие образцы. Металлические образцы изготовлены из фольги толщиной 0,01 - 0,05мм, шириной 1mm. [29,31]. Активированный объем рабочей части образца (если ширина области равна толщине образца):  $V_A = 1-5 \times 10^{-13} \text{ м}^3$  Эта величина очень близка нано микро параметрам активированного объема индентирования. Параметр относительной поверхности объема активации у образца Журкова, при одноосном растяжении достигает большой величины, порядка  $X_{SL} \approx 1 \cdot 10^8, 1/\text{м}$ . У пирамиды Берковича этот параметр на три порядка меньше, для глубины  $h=1 \text{ мкм}$ ,  $X_{SLb} \approx 1 \cdot 10^5, 1/\text{м}$

Таким образом, можно сделать предположение, что экспериментальные кинетические эмпирические параметры  $\gamma_0$  и  $U_0$  полученные в концепции Журкова (в физической теории они называются молярные, структурно-энергетические) в большей степени характеризуют *нано структурные свойства прочности* твердого тела. Особо это касается параметра  $\gamma_0$ . Величина энергия активации разрушения  $U_0$  в концепции определяется на дальней экстраполяции графиков эксперимента. Этот параметр отражает, по моему мнению, в большей степени характер хрупкого макро разрушения материала. Возможно параметр  $U_0$  инвариантный размерам макро системы, это в большей степени макро характеристика прочности твердого тела, чем нано. Отмечу, что в исследованной литературе нет обоснованного физического и даже эмпирического определения величины  $U_0$ . Методы оценки величины  $U_0$  нами подготовлены, это тема отдельного обсуждения.

В физической теории показано, что знак напряжений в активационных необратимых нано процессах не имеет значения. Молярная энергия, как физическая мера разрушительных нано процессов, *инвариантна знаку напряжений*, однозначно связана с температурой тела и др.

Сопоставим графики кинетического индентирования  $NI(h)$  и функцию  $\sigma(Sh)$ . Эти функции связывают прямо и опосредованно (первая) молярный объем и напряжения в деформированном тверд теле. Ранее мы отметили, глубина нано индентирования может рассматриваться как характерный параметр процесса формирования физического нано активированного объема. Предположим прямо пропорциональную зависимость величин:  $h \sim V_p \sim Sh$ . Используем это предположение и проверим на экспериментальных свойствах нано индентирования.

Для определения и сравнения молярных физических параметров двух разных механических процессов, индентирования и разрушения растяжением используем зависимости физической теории прочности.

Для одноосного НДС твердого тела молярная энергия [15]:

$$W_L = W_\sigma Sh \cdot J/mol \quad (14)$$

На первом начальном участке графика индентирования давление или нано твердость  $NI$  всегда проходит величину порядка модуля упругости  $E$  материала, примем условие:

$$NI = E = \sigma.$$

В этом случае, исходя из физической теории, величина молярной энергии  $W_L$  равна  $Gr$  корневому молярному структурно-энергетическому потенциалу материала (14.1). ДТТ в этом случае следует рассматривать для условий всестороннего сжатия материала при таком давлении:

$$W_L(\sigma = E) = Gr_0, J/mol \quad (14.1)$$

Из физической теории прочности:

$$Gr_o = 0.5E\gamma_o \quad (14.2)$$

Из теории упругости для одноосного НДС:

$$W_\sigma = \frac{\sigma^2}{2E},$$

Пусть в этой формуле  $\sigma \approx NI$ . В этом случае плотность упругой энергии (по одной компоненте) активированного объема индентирования:

$$W_{N\sigma} = \frac{NI^2}{2E} \quad (14.3)$$

Используя (14), (14.2), (14.3) преобразуя, получим:

$$W_{N\sigma} Sh_N = 0.5E\gamma_{No},$$
$$\frac{NI^2}{2E} Sh_N = 0.5E\gamma_{No}, \quad (14.4)$$

Где,  $\gamma_{No}$  некоторый структурный параметр материала, полученный при всестороннем сжатии давлением  $NI = E$ .  $Sh_N$  - молярный объем, при условии  $\sigma = E$ .

Упростив (13.4), получим для кинетического индентирования (эмпирическая твердость), для первого нано периода активации, пусть  $NI = E$ , в этом случае по определению величина нано активированного объема равна корневому объему одного моля характеристических флуктуаций TMS:

$$Sh_N = Sh(NI) = \gamma_{No}, \quad NI = E \quad (14.5)$$

По определению, структурный параметр Журкова равен молярному объему при напряжении равном модулю упругости. Исходя из инвариантности плотности энергии знаку напряжений, можем предположить существование структурного коэффициента материала, полученного при его сжатии в результате нано индентирования.

Предположим, в первом приближении, существование линейной связи корневого молярно объема для одноосного и сложного напряженного состояния материала:

$$\gamma_{No} = K_{SH} \gamma_o \quad (14.6)$$

Где,  $K_{SH}$  - параметр корреляции, который учитывает переход от сложного напряженного состояния (есть шаровый тензор сжатия) материала, к одноосному напряженному состоянию,  $\gamma_o$  - корневой молярный объем (коэффициент Журкова) для одноосного растяжения.

Зависимость (14.6) позволяет предположить, что на первом этапе nano индентирования, в процессе роста давления (энергетического сканирования), в малом активированном объеме  $V_a = V_{LP}$  формируется всеобъемлющей (полный, однородный, изотропный) процесс активации необратимых изменений nano структуры твердого тела (например, разрушение кристаллической решетки). Достигается некоторый предел роста количества и мощности флуктуаций, возникает особое характерное физическое состояние твердого тела, как TMs, в квазижидком состоянии. В некоторый момент nano индентирования, как процесса сканирования, абсолютное значение активированного объема  $V_{LP}, m^3$  и абсолютная величина корневого молярного объема  $\gamma_{No} m^3 / mol$  данного вещества как TMS совпадают:

$$k_{\mu} V_{LP} = \gamma_{No} , m^3 / mol \quad (14.7)$$

Где,  $k_{\mu} 1/mol$  - коэффициент нормирования объема.

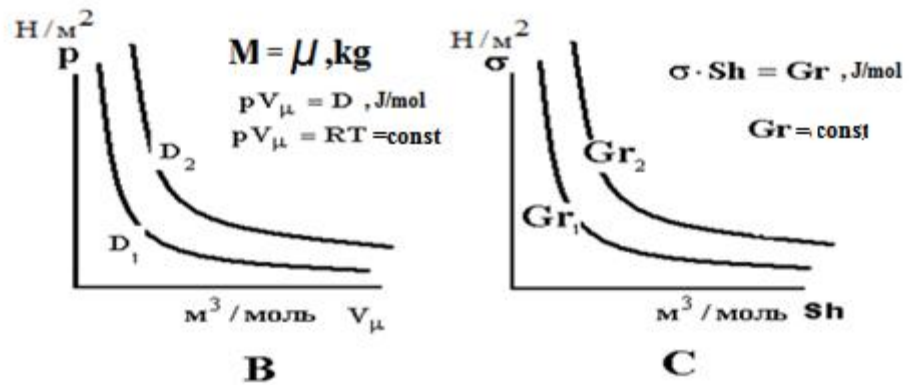
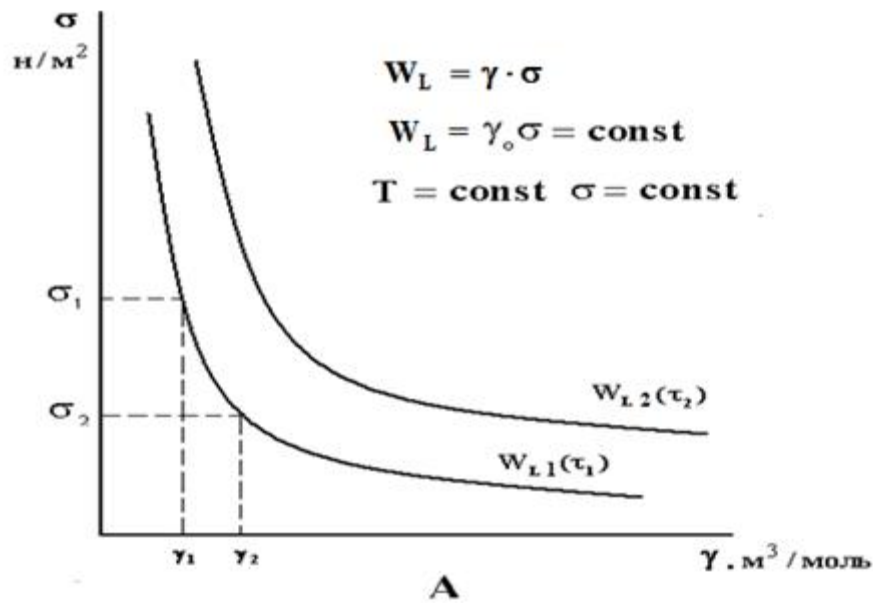
Предполагается, что физический момент совпадения возникает перед перегибом графика функции, происходит смена механизма nano индентирования. Аналитическая формулировка определения точки (обозначим значение - hr) этого состояния физического соответствия формуле (14.7), методика расчета hr требует дополнительных исследований. Пока имеются предварительные гипотезы.

Формально (14.7) означает, что в объеме  $V_{LP}$ , в данных физических условиях, для данного материала, содержится строго определенное число характеристических флуктуаций, равное числу  $N_A$ .

Сравним диаграммы nano индентирования NI(h) Рис. 21-23 и графики функций  $\sigma(Sh), \sigma(\gamma)$  построенные по уравнению структурно-энергетического закона (15) физической теории прочности [15] Рис. 32. Очевидно, подобие форм (гиперболы) и соответствие физических величин разных зависимостей. Величина корневого молярного объема  $\gamma_0$  относится к молю элементарных CFL состояний ДТТ и не противоречит физической аналогии этой величины nano активированному объему.

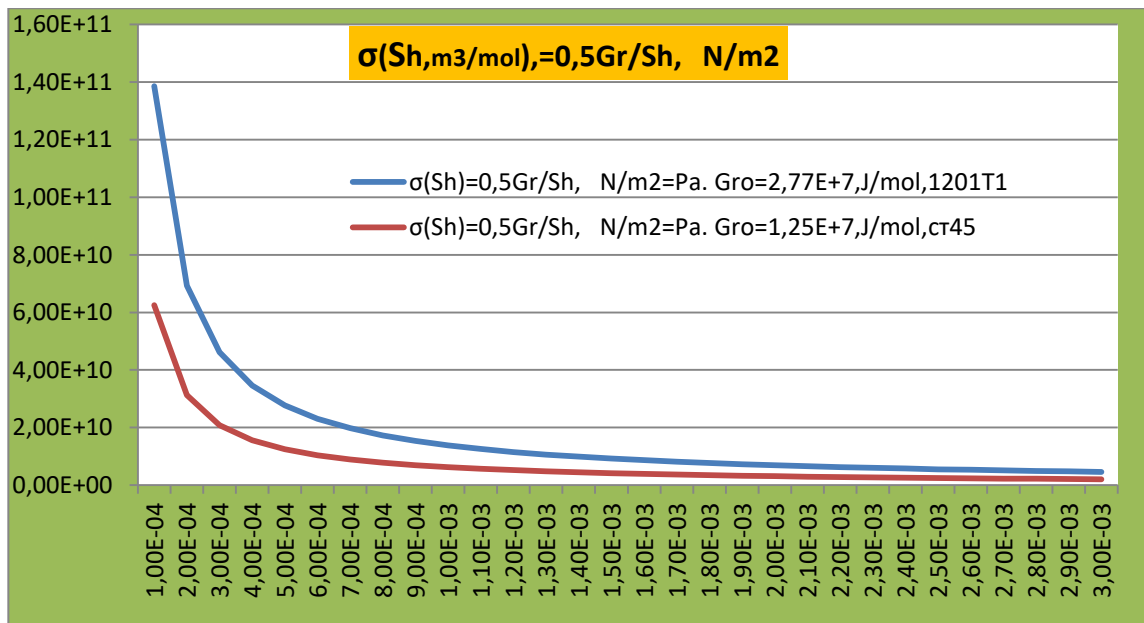
$$\sigma \cdot Sh = Gr \quad (15)$$

На Рис.32: А) - корневой молярный объем  $\gamma$ , ось абсцисс, независимая переменная. Начальное значение структурного свойства и соответственно параметра  $\gamma_0$  материала рассматривается как независимая физическая характеристика состояния материала. Практически это означает, некоторым гипотетическим непрерывным nano физическим методом задаем (меняем) твердому телу последовательно необходимый структурно-энергетический потенциал. На практике, разные температуры и режимы отжига, отпуска, старения материала и т.п. Вещество при этом физико-механическом процессе может быть одним, например алюминий.

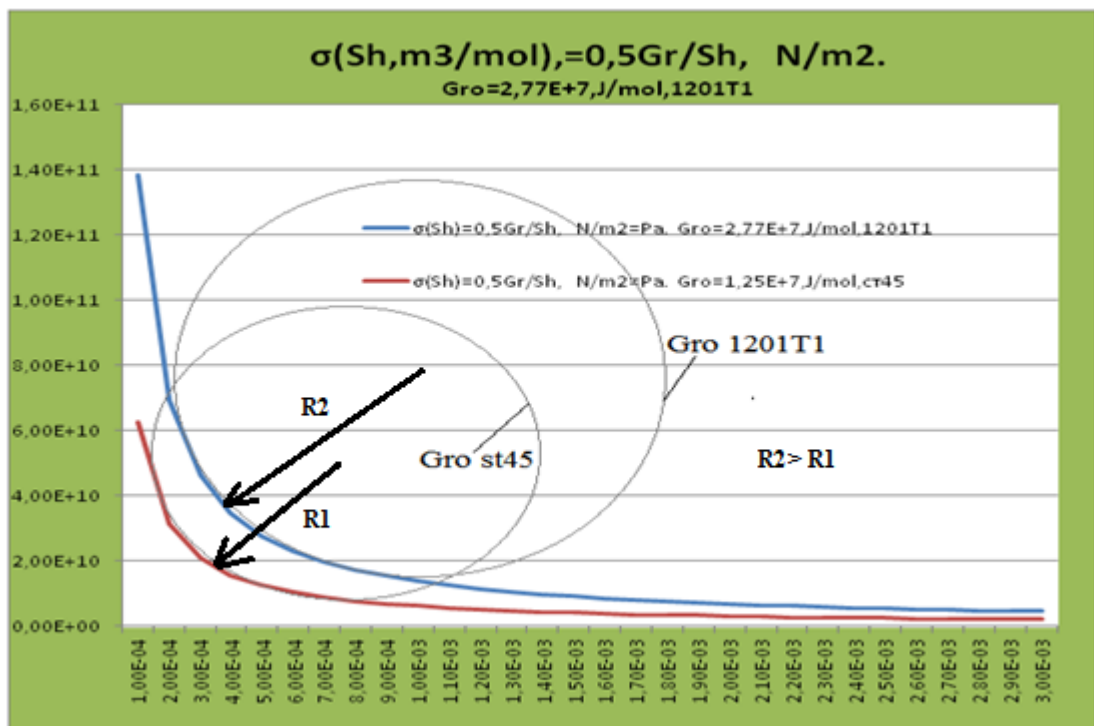


**Рис. 32.** Графическое представление структурно-энергетического закона: А- эквипотенциальное состояние молярной энергии ДТТ,  $\gamma$  - характеристика структурного состояния материала,  $W_L$  постоянная молярная энергия деформированного твердого тела; В – закон состояния идеального газа, изотермы; С – закон структурно-энергетического состояния твердых тел в условиях постоянной температуры и малым влиянием времени релаксации напряженного состояния в твердом теле (изохронно – изотермы).

На представленном графике видно, что материал с малым значением параметра  $\gamma_0$ , может существовать при очень больших напряжениях. Из функции (14) следует, что при малом значении структурного коэффициента материал может иметь свойство сверхвысокой прочности, не разрушаясь при больших значениях б. Таким свойством обладают нано волокна углерода, находящегося в определенном структурном (аллотропном, полиморфном) состоянии структуры этого вещества; В) - характер функции давление - молярный объема идеального газа  $p(V_\mu)$ ; С) - функция  $\sigma(Sh)$  построена по уравнению структурно-энергетического закона (14) для идеального упругого процесса деформирования твердого тела.



a



b

**Рис. 33.** Зависимость функции  $\sigma(\text{Sh})$  при растяжении от начального значения структурно-энергетического параметра материала  $\text{Gr}_0$ , получена из (14): а) сплав 1201Т1, сталь 45.; б) – характер зависимости радиуса кривизны  $R$  функции  $\sigma(\text{Sh})$  (гиперболы) от параметра  $\text{Gr}_0$ . С ростом прочности твердости материала уменьшается радиус  $R$  и величина  $\text{Gro}$ .

На Рис.33, в качестве примера, диаграммы  $\sigma(\text{Sh})$  конструкционных материалов сталь 45, сплав 1201Т1. Параметры: 1201Т1:  $\text{Gr}_0 = 2,77 \cdot 10^7 \text{ J/mol}$ .  $\gamma_0 = 0,195 \cdot 10^{-3} \text{ m}^3/\text{mol}$  [32], Сталь 45  $\text{Gr}_0 = 1,23 \div 1,28 \cdot 10^7, \text{ J/mol}$  [14]

Сравним функцию процесса нано индентирования, из (14) (для простоты,  $B=0$ ):

$$NI(h) = Dn / h$$

и структурно-энергетическую функцию упругого деформирования материала напряжениями растяжения (14):

$$\sigma(Sh) = Gr / Sh .$$

В этих формулах, как сказано ранее, предполагается, что величины  $h \sim Sh$  пропорциональные и однозначно связанные с нано структурными физическими корпускулярно-волновыми процессами. Следовательно, можем предположить, что обе зависимости характеризуют подобные физические нано структурные необратимые процессы преобразования объема твердого тела (материала). В первом случае в условиях высокой плотности энергии изменяется вынужденно объем TMS, в результате роста  $h$ . Во втором случае действие разных механических напряжений, разного потока работы волн-квантистов энергии, вызывает соответствующее изменение объема квантистов  $Sh$  в твердом теле. В двух этих случаях процессы зависят от начального структурно-физического энергетического состояния материала, в первом  $Dn$  – нано индентирование, во втором  $Gr$  – разрушение нано структурного состояния тела заданным произвольным постоянным напряжением.

### **3. Молярный структурно-энергетический потенциал и структурно-физический параметр материала в уравнении нано индентирования, взаимосвязь.**

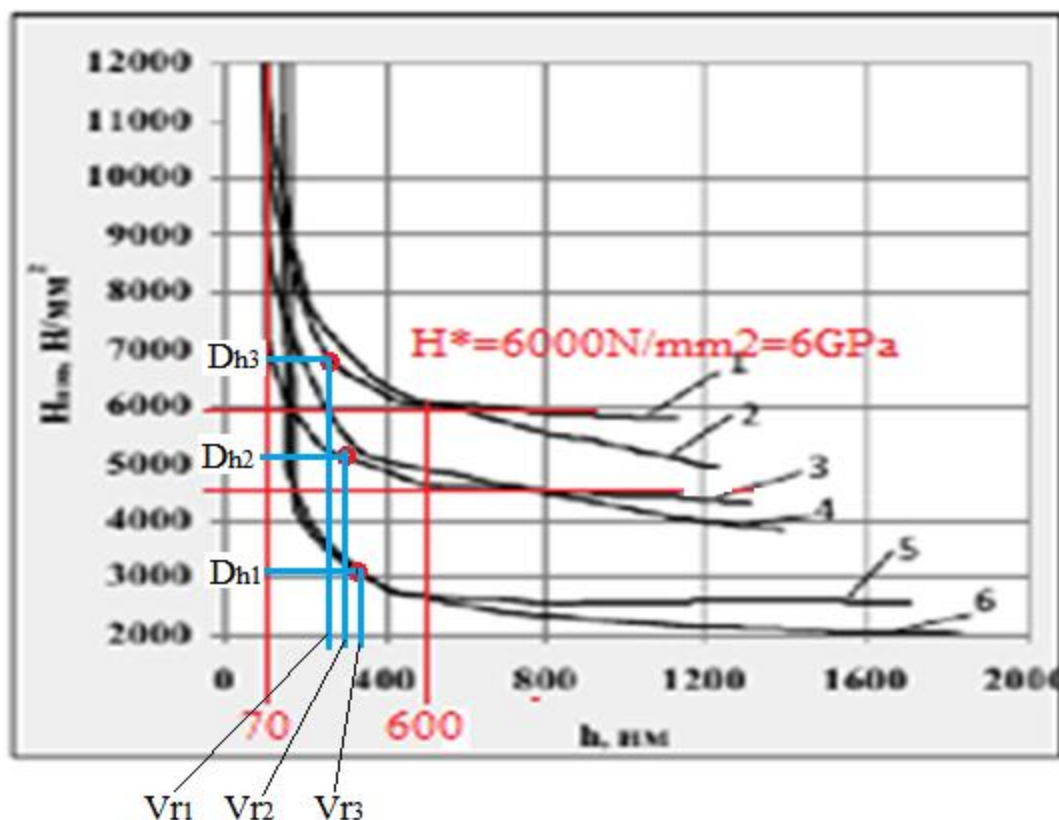
Из совместного анализа диаграмм и параметров нано индентирования, функций и параметров физической теории прочности, связывающих напряжения и молярный объем ДТТ можно предположить. В данном структурно-физическом энергетическом состоянии материала параметр  $Dn$ , полученный для уравнения нано индентирования (9), однозначно связан с величиной структурно-энергетического молярного параметра  $Gr$ , Следует при этом учесть влияние условий сложного напряженного состояния.

На Рис. 34 показаны результаты простого анализа диаграмм кинетического нано индентирования сталей разной твердости профессора В.С. Мощенок. Вершины гипербола  $NI(h)$ , трех образцовых мер разной твердости показаны координатами  $D_{hi} - V_{ri}$ . Эта результаты хорошо согласуются с качественной картиной изменения параметра  $Gr$  для различных по предельной прочности материалов.

Зависимость (16), на данном предварительном этапе анализа, назовем свойством корреляции физического  $Dn$  и энергетического  $Gr$  структурных параметров:

$$Gr = k_G Dn, \quad J / mol \quad (16)$$

Где,  $k_G$ ,  $m^2 / mol$  - нормировочный коэффициент.



**Рис. 34.** Характер расположения вершин гиперболы функции  $HI(h)$  nano твердости, показаны красными точками, в зависимости от твердости. Источник и данные образцовых мер на Рис.21. Цифрами 1-6 обозначены меры, в порядке убывания твердости. Обозначение вершин гипербол  $Dh_i$ .

Пример. Сплав 1201T1, главный структурно-физический параметр  $Dn = 8 \cdot 10^3, N/m$  определен формулой (19), Параметр  $Gr_0 = 2,77 \cdot 10^7 J/mol$  определен в работе [32].  
 Значение  $\gamma_0 = 0,195 \cdot 10^{-3} m^3/mol$ . Из (16) получим параметр

$$k_G = 3,5 \cdot 10^3, m^2/mol.$$

Если зависимость (16) будет подтверждена экспериментально на разных материалах, то из этой формулы будет определен параметр  $k_G$  (или функция свойства материала). Таким образом, определяя экспериментальный структурно физический параметр  $Dn$ , можно решать физическую задачу (1) и практическую (2) инженерную задачу:

1. Определять структурно-энергетический параметр материала  $Gr$  (одновременно и параметра  $\gamma$ ).
2. Параметр  $Gr$  можно определять индентированием как в исходном состоянии материала, так и в действующей конструкции (учитываются накопленные повреждения материала). Таким образом, применяя nano индентирование, можно анализировать значения параметров исходного состояния  $Gr_0, \gamma_0$  и поврежденного состояния материала  $Gr, \gamma$  [12,13]. Для одноосного переменного напряженного



состояния разработаны инженерные методы, которые позволяют производить расчеты параметров прочности, долговечности, поврежденности, усталости материала и др. В работе [14] показан принцип метода и результаты расчетов, на примере стали 45.

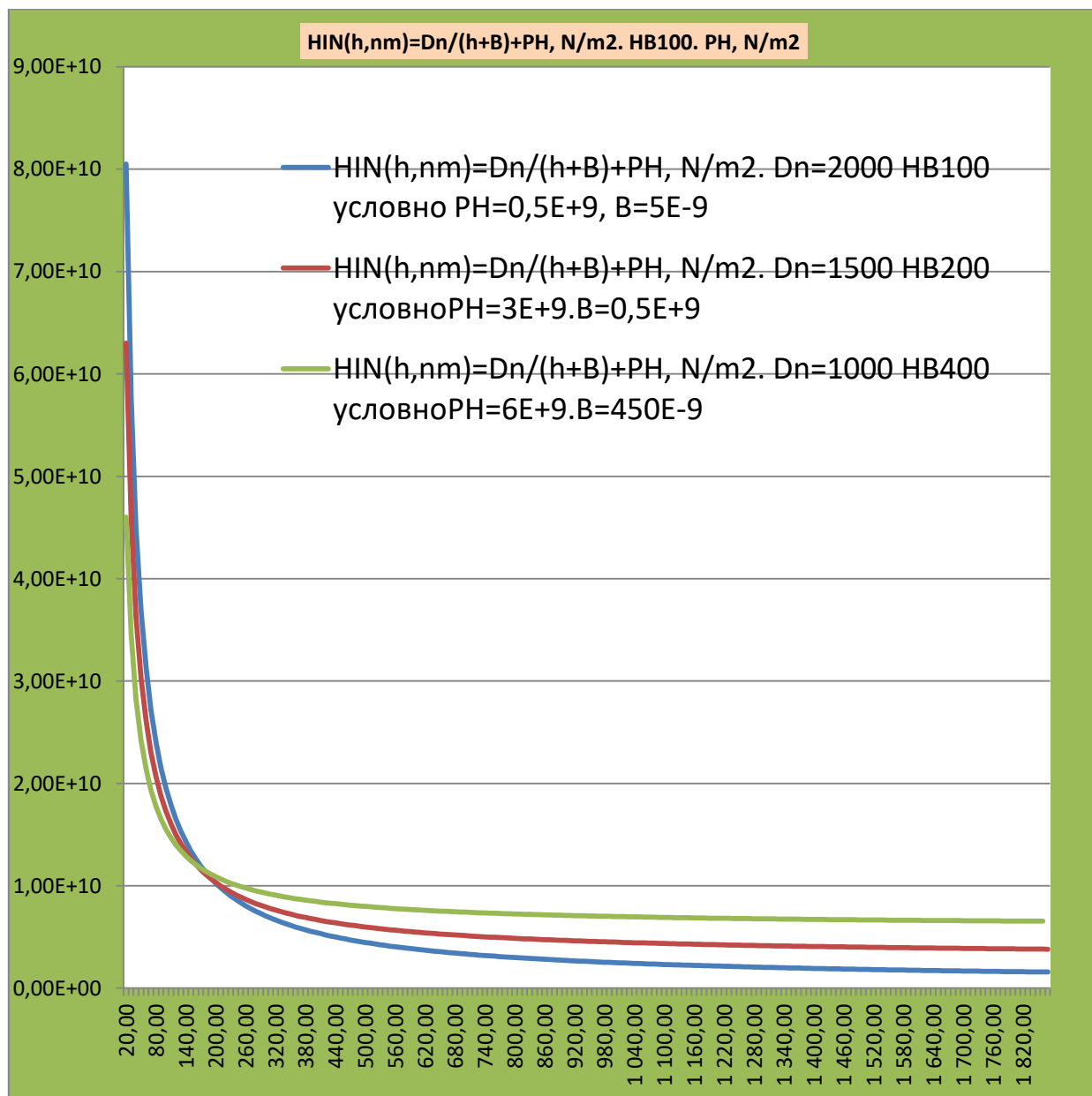
Далее рассмотрим связь структурно-физического параметра  $D_n$  и физической нано твердости материала.

#### **4. Уравнение SI кинетического эмпирического индентирования, параметры, диаграмма.**

Объединение физической теории прочности и методов кинетического индентирования открывает новые возможности в исследовании физических и механических характеристик прочности. Аналитически, по результатам обработки данных кинетического индентирования материала, можно определить обычные эмпирические предельные механические характеристики прочности, усталости, долговечности и др. Большой интерес представляет оперативный мониторинг физических параметров методом нано микро индентирования материала в действующей конструкции. Такой подход позволит оценить фактическое состояние физических параметров твердости, прочности, поврежденности материала, дать прогноз ожидаемого ресурса долговечности и т.п. по параметрам  $Gr$ ,  $\gamma$ .

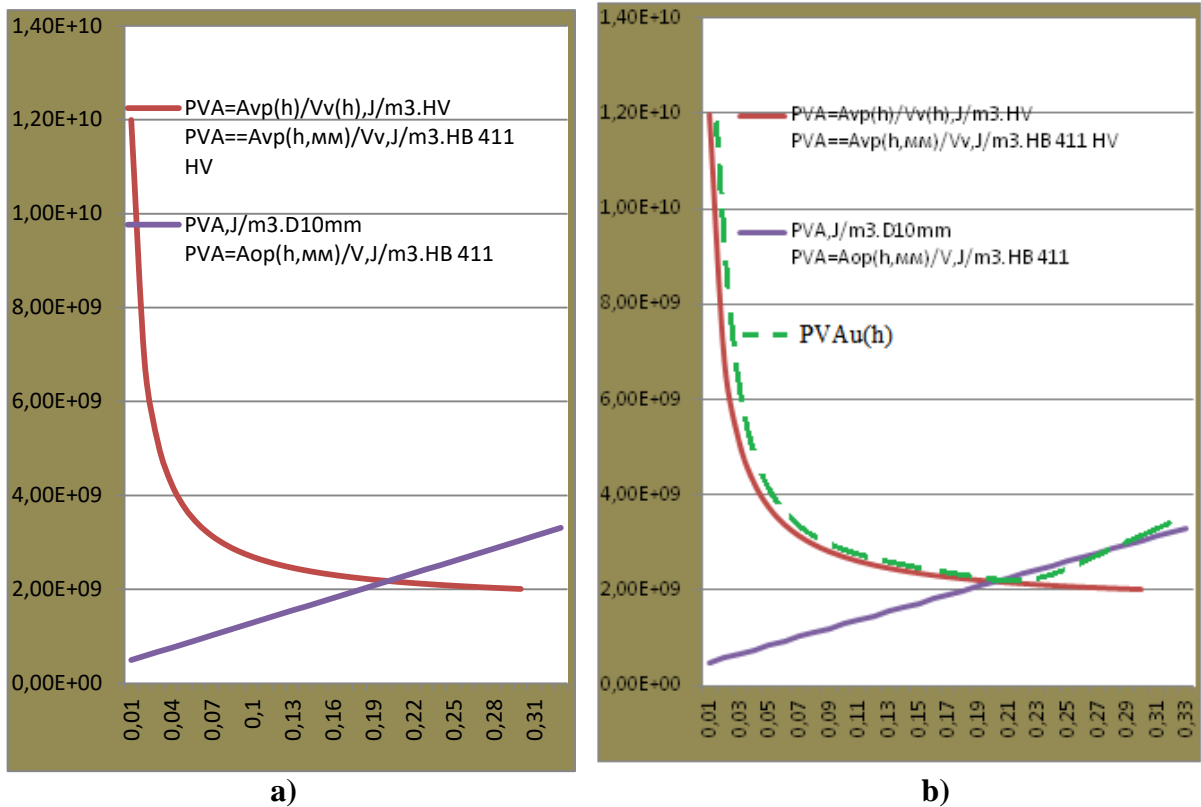
Здесь мы не рассматриваем методы определения физического параметра энергия активации разрушения  $U_0$ , J/mol. Исследования показали, что  $U_0$  в большей степени макро параметр материала-конструкции (параметр TMS). Получены упрощенные методы оценки энергии активации разрушения по значению параметра  $Gr$ . Для более точных оценок, как мы предполагаем, необходимо рассматривать макро режим, первый метод определения физической твердости кинетического индентирования.

В этой связи представляет интерес получения единой универсальной диаграммы кинетического индентирования, которая включает два (и возможно три) этапа эволюции структурных преобразований материала: нано микро макро (NMMI). Очевидно, что наиболее перспективный объединенный метод построения диаграммы на одном измерении. Если применить универсальный индентор – PS, pyramid-sphere (пирамида-сфера) и одновременно использовать для обработки инженерный экспериментально-аналитический метода анализа всей непрерывной диаграммы  $h=100\text{nm} - 0,25\text{mm}$ , возможен одновременный вывод всех параметров физической твердости и физических кинетических параметров материала. Такая упрощенная гипотетическая модель нами рассматривалась. На Рис.35,36,37 показаны некоторые этапы построения и эволюция преобразования нескольких диаграмм в универсальную диаграмму индентирования.



**Рис. 35** Пример аналитического построения полной диаграммы эмпирической твердости индентирования  $HIN(h)$  используя уравнение (9), по значениям главных параметров физической твердости материала  $D, B, PH$ .

На Рис.36 показана схематически объединенная аналитическая (виртуальная) диаграмма плотности энергии для индентирования, полученная из уравнения (9), в интервале  $h = 0.1-0,33mm$ . Пирамидой Виккерса и сферой  $D10mm$ .



**Рис. 36.** Диаграмма PVA (h,mm) плотности энергии: а) индентор пирамида Виккерса и сфера D10mm, мера твердости HB411. Построено по данным экспериментов профессора В.И. Мошенок [1]; б) Условная объединенная диаграмма PVAu(h) полученная в результате виртуального индентирования сопряженным PS индентором (PS, pyramid-sphere) пирамида-сфера). Пирамидальная часть до h=0,2mm.

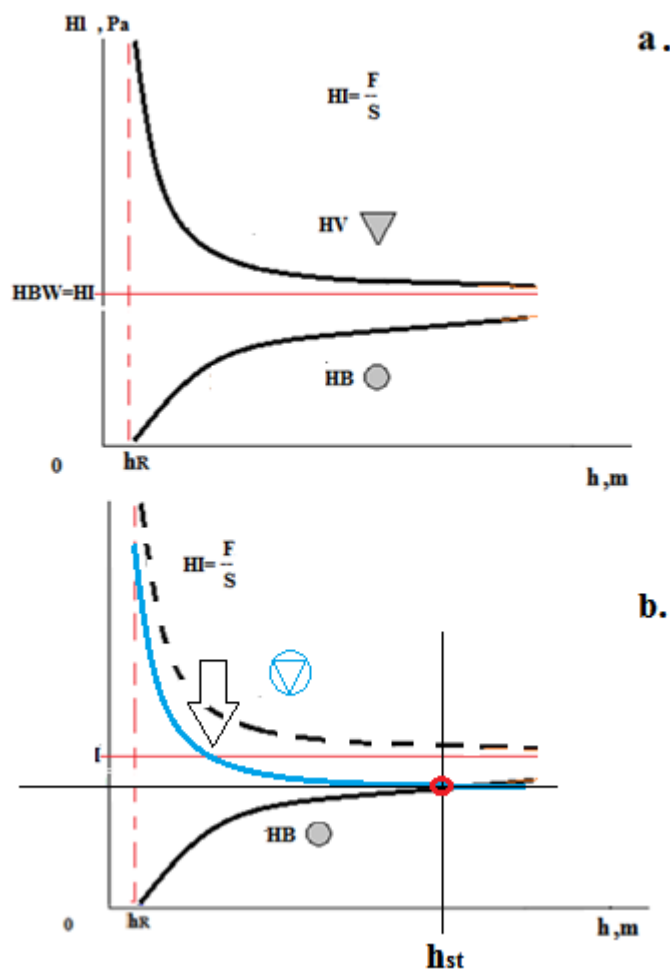
На Рис.37 представлена гипотетическая диаграмма **НММ(h)**, поверхностной эмпирической «**микро-макро**» твердости, полученная виртуальным комбинированным индентором, которая позволяет в одном кинетическом процессе получить функции НМ(h), РН(h), главные параметры физической микро твердости НМst, Dn, Gr и параметр физической стандартной макро твердости РНst материала. В п. 7.3\* монографии, на сайте <http://energydurability.com>, приближенный аналитический метод виртуального индентирования, в котором задается аналитически произвольная форма поверхности макро индентора.

\* Текст этого пункта монографии в рукописи, готовится к публикации в 2021г.

Проведенные исследования позволили построить эмпирическое уравнение кинетического индентирования SI острым индентором, приведенное ранее в (9), оно было получено в результате представления процесса как суммы функций двух физических процессов: нано SI кинетического индентирования (13) и формулы макро кинетического индентирования сферой:

$$HIN(h) = \frac{Dn}{h + B} + HI(h), J/m^3$$

Где, Dn, B, – параметры уравнения кинетического нано индентирования, зависящие от материала, инструмента и скорости индентирования.



**Рис.37.** Схематическое представление объединенной диаграммы поверхностной эмпирической «микро-макро» твердости  $HMM(h)$ , показана синим цветом, график получен аналитически, на модели процесса выполненного виртуальным комбинированным пирамидально-сферическим индентором: а); исходные схематические диаграммы эмпирической твердости стали 45, индентор пирамида Виккерса (верхняя) и сфера D2,5mm, полученные по результатам экспериментального индентирования [7]; б) совмещенные графики, экспериментальный и аналитический, построен на модели виртуального процесса выполненного комбинированным пирамидально-сферическим индентором.

$$HI(h) = \frac{F(h)}{S(h)} - \text{функция эмпирической твердости макро кинетического}$$

индентирования материала, или в упрощенном виде, задано значение  $HI_{st} = F/h_{st}$ .

$$\frac{Dn}{h+B} = NI(h) - \text{функция физического кинетического нано, микро индентирования.}$$

На первом этапе перемещения инструмента эта функция, форма гиперболы, наиболее полно характеризует процесс высокой мощности активации разрушения нано структурных свойств материала. Вершина гиперболы (перелом линии) указывает на предполагаемую точку смены механизма формирования реакции  $F$  и условного нано давления  $NI$  (эмпирической нано твердости).

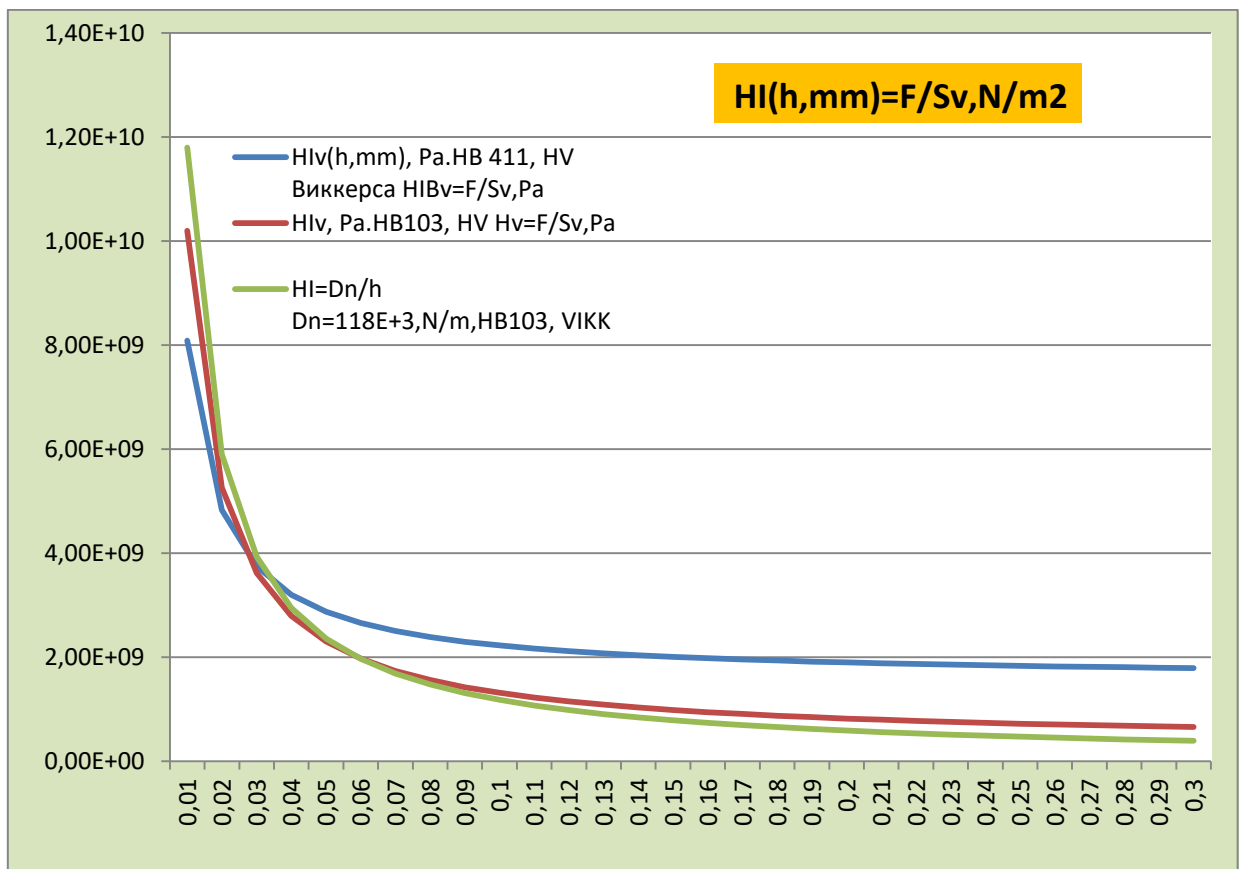
$D_n$ , N/m - структурно-физический параметр уравнения эмпирической твердости нано, микро индентирования. Далее кратко  $D_n$  - структурно-физический параметр эмпирической твердости.

$$HIN(h) = \frac{D_n}{h} + HI(h), \text{ J/m}^3 \quad (17)$$

$$HIN(h) = \frac{D_n}{h} + HI_{st}, \text{ J/m}^3 \quad (17.1)$$

Где,  $HI_{st} = HI(h_{st})$

Рассмотрим частный случай  $B=0$ .  $HI(h_{st})=0$ . При этом получим тривиальный вариант формул (13), (17):  $HI \cdot h = D_n, \text{ N/m}$ . На Рис. 38 показаны пример, экспериментальные диаграммы эмпирической твердости  $HI(h)$ , по результатам индентирования пирамидой Виккерса, данные [1]. Показана так же кривая аппроксимации  $HI(h)$ , которая получена формулой,  $D_n=118000 \text{ N/m}$ . Таким образом, формула (17.1) применима для функции эмпирической твердости индетирования острым индетором в макро режиме. Индентирование выполнено до глубины  $h = 0,3 \text{ мм}$  ( $3E-4, \text{ m}$ ), это в 200 раз больше, чем для пирамиды Берковича в нано режиме.



**Рис. 38.** Экспериментальные диаграммы индентирования пирамидой Виккерса [1]. Аппроксимация кривой индентирования  $HI(h)$ , материал мера HB103, формула аппроксимации  $HI \cdot h = D_n$ .

## 5. Физическая нано твердость (3й метод), функция, число, характерные параметры.

Анализ свойств физического кинетического процесса индентирования SI инструментом указывает, нано индентирование отражает особую тонкую физическую, структурно энергетическую характеристику разрушения нано состояния физического свойства твердости и прочности материала. Нано активация разрушения структуры твердого тела, на первом этапе, включая вершину гиперболы, отражает свойство генерации дополнительной энергии  $\Delta W_{cr}$  в объеме:

$$PVA_{LP} = \frac{A + \Delta W_{cr}}{V_{LP}}, \text{ J/m}^3$$

Это особое физическое состояние и процесс, по отношению к процессу активации в макро режиме нндентрования

Эти особые свойства отображены в величинах параметра  $Dn$ , N/m и физических молярных кинетических параметрах  $\gamma_o \text{ m}^3 / \text{mol}$ ,  $Gr_o \text{ J/m}^3$ .

Макро показатели твердости материала, 1й и 2й методы, физическая и эмпирическая твердость, характеризуют в большей степени энергетические свойства сопротивляться формоизменению (рост поверхности тела, изменении параметра  $X_{SL}$ ), формообразованию (изменение формы, перемещение массы, трансляция и др.).

Имея силовую диаграмму  $F(h)$  и общую аналитическую форму нано диаграммы эмпирической твердости выполним анализ их свойств, покажем методы определения физических параметров процесса нано кинетического индентирования. В частности определим параметр  $Dn$ , физическую нано твердость (3й метод). Покажем аналитическую связь между указанными характеристиками.

Ранее мы приняли аналитический способ определения функции физической нано твердости по данным кинетического индентирования.

$$PHN = \frac{\partial A(h)}{\partial V(h)} = \frac{A'}{V'} \text{ J/m}^3 \quad (18)$$

Где,  $PHN(h)$  - физическая кинетическая нано-микро твердость индентирования инструментом любой формы, при условии  $V(h) \leq V_{pr}(h^*) = V_a(h < h^*)$   $h \leq h^*$ , где  $1 \cdot 10^{-21} < V_{pr} < 1 \cdot 10^{-18} \text{ m}^3$ , нано-микро активированный объем.

$h^*$  - максимальная глубина активации нано-микро индентирования, условный предел. Меньшее значение  $v_{pr}$  – нано режим. Большее значение  $v_{pr}$  - микро режим.

Покажем связь интересующих нас физических параметров нано индентирования на примере характерного для многих конструкционных материалов случая, усилие на индентор можно в первом приближении представить линейной функцией:

$F(h) = k_N h$ , где,  $k_N$  - коэффициент тренда линейной аппроксимации экспериментальной функции нано индентирования  $F(h)$ . Для макро режима был использован нижний индекс  $f$  коэффициента линейной функции нагрузки  $k_f$ .

Индентирование пирамидой Берковича. Параметры геометрии процесса:

$V_v = \beta h^3$ , где  $\beta$  - параметр формы условного объема конуса или пирамиды,

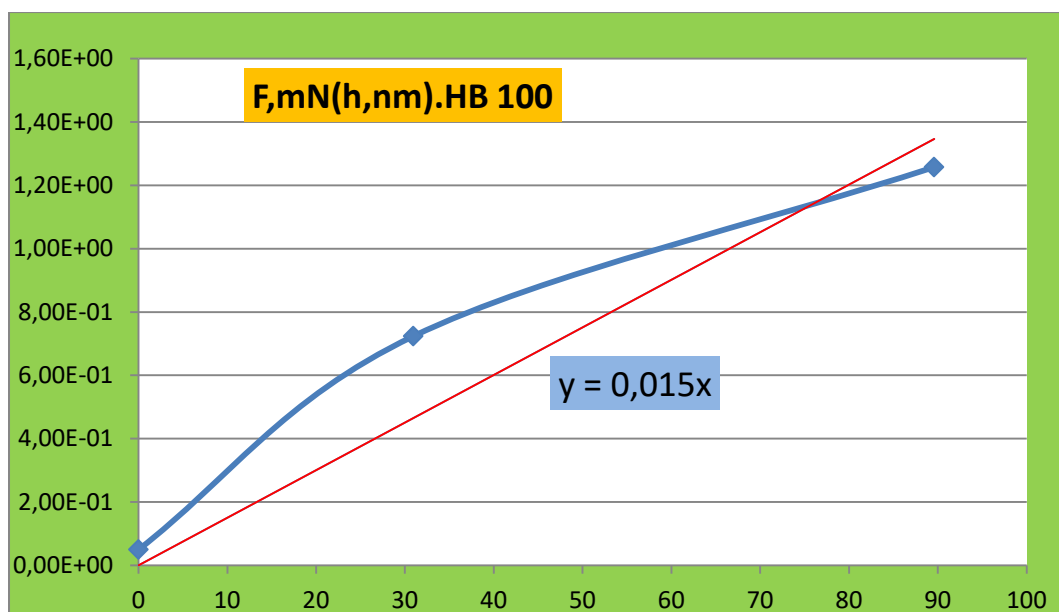
$V_{vb} = \beta_b h^3$  - условный активированный объем пирамиды Берковича,

где  $\beta_b$  - параметр формы активированного объема пирамиды Берковича.

Нано и макро режимы индентирования имеют разную скорости роста усилия  $\dot{F}_h$  на индентор и разную удельную мощность физического процесса необратимых изменений структурного состояния материала. Это подтверждает анализ функции  $\dot{F}_h$  скорости роста усилия на индентор. Обобщенная скорость индентирования  $\dot{F}_h = \frac{\partial F}{\partial h}$ . По экспериментальным данным [1], для разной твердости материала характерны значения:

Нано режим, пирамида Берковича нагрузка может быть представлена линейной функцией скорость роста  $F(h) = k_N h$ , где,  $k_N$  - коэффициент тренда линейной аппроксимации экспериментальной функции нано индентирования  $F(h)$ . Рис.34.1,

$$k_N = \dot{F}_h \approx 15 \cdot 10^3, \text{ N/m.}$$



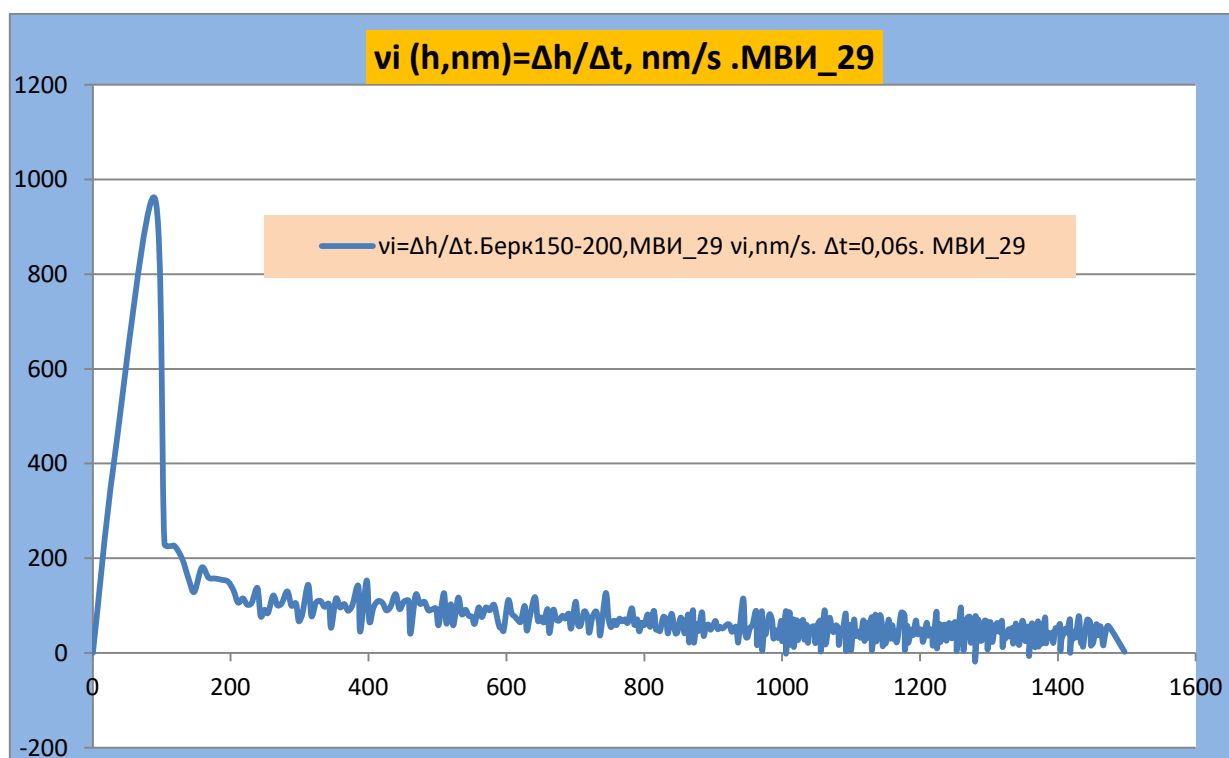
**Рис.34.1** Индентирование пирамидой Берковича, начальный участок, HB100, красным линейный тренд нагрузки  $F(h) = k_N h$ . По данным экспериментов профессора В.И. Мощенко.

Макро режим (разный индентор и твердость материала)  $\dot{F}_h = 4500 \div 6000 \cdot 10^3, \text{ N/m.}$

При макро режиме обобщенная скорость инденитования  $\dot{F}_h$  возрастает в 100 - 400 раз, по сравнению с нано режимом. В нано режиме механическая скорость инструмента  $v_i$  неустойчивая и неоднозначная, это видно из данных обработки характерных диаграмм полученных профессором В.И. Мощенок. На Рис.34.2 показаны характерные результаты определения скорости инструмента  $v_i$ , nm/s в разных точках диаграммы. На участке стабилизации скорость около 50 nm/s. Имеет место большой размах амплитуды колебаний скорости  $v_i$ , она неконтролируема, зависит от внутренних нано физических процессов и свойств системы индентор - материал. Скорость перемещения тела инструмента мало влияет на скорость роста нагрузки.

Скорость механического перемещения индентора  $h' = \frac{dh}{dt}$  в макро режимах

кинетического индентирования меняется мало, можно приближенно считать её постоянной. Средняя скорость индентора в этих условиях  $v_i=20$  mkm/s.



**Рис.34.2** Функция мгновенной скорости перемещения тела инструмента  $v_i(h)$ , nm/s ,от глубины  $h$ , nm. Нано индентирование, мера твердости HB100. На участке стабилизации скорость около 50 nm/s.

Можно сделать предположение из этих данных, обобщенная скорость роста усилия  $\dot{F}_h$  - главный объективный показатель необратимого процесса нано индентирования связанный с мощностью разрушительных процессов тонкой структуры. Скорость изменения нагрузки, особенно в нано режиме, отражает интегральное свойство реакции TMS на внешнее воздействие индентора, форма нано инструмента (при большом значении параметра  $X_{SL}$ ) на первом этапе имеет второстепенное значение.

Результаты анализа указывают на существенное различие обобщенной мощности удельных необратимых процессов (удельная работа пластической деформации на



единицу перемещения) кинетического индентирования для нано, микро, макро методов. Скорость роста нагрузки характеризует процесс изменения работы в единице объема на единицу перемещения. Нагрузка  $F$  нано индентирования объективно характеризует необратимые изменения нано структурно-физических свойств материала.

### Функция, число, характерные параметры нано твердости.

Определим физическую нано твердость кинетического индентирования пирамидой Берковича, используя (17.1), для линейной функции  $F(h)$  :

$$PHN_b(h) = \frac{k_N}{3\beta_b h} \text{ J / m}^3, \quad (18)$$

$$PHN_b(h) = \frac{k_N}{24,6h} \text{ J / m}^3, \quad (18.1)$$

В (18.1) значение  $\beta_b = 8,168 \approx 8,2$  - объемный коэффициент пирамиды Берковича:

Физическая нано твердость зависит от глубины индентирования  $h$ . Здесь видим «размерный эффект» обратного знака, с ростом глубины падает показатель. Физические и методологические причины такого «эффекта» мы рассмотрели ранее в макро режиме. Возможны, предположительно, два варианта определения числа эталонной физической дифференциальной нано твердости, рассмотрим их.

Нано физическая дифференциальная твердость, представляет новую самостоятельную характеристику процесса нано разрушения структурно-физических свойств материала, полученную в результате нано индентирования.

Покажем аналитическую связь дифференциальной нано твердости материала  $PHN_b(h)$  и параметра  $Dn$  из эмпирического уравнения (9), (16) кинетического нано индентирования. Используем простую формулу эмпирической твердости:

$$HN(h) = F(h) / S_v, \text{ N / m}^2$$

Для линейной нагрузки  $F(h) = k_N h$ , частный случай (16.1), подстановкой формулы и преобразованием получим структурно-физический параметр эмпирической твердости:

$$Dn = \frac{k_N}{\alpha} - H_{st} h, \text{ N / m} \quad (19)$$

Где,  $\alpha$  - коэффициент для расчета площади контакта индентора пирамида с материалом, в формуле:  $S_v = \alpha h^2$ .

Для тривиального случая,  $HN_{st} = 0$  покажем связь физической nano твердости и структурно-физического параметра эмпирической твердости для острого индентора пирамида:

$$PHN_b(h) = \frac{1,1Dn}{h} \quad (19.1)$$

$$PHN_b(h) = \frac{1,1}{h} \frac{k_N}{\alpha} \quad (19.2)$$

Из простых преобразований получим формулу (20). Из этой зависимости видим, что  $k_N$  - параметр тренда линейной аппроксимации функции нагрузки, содержит основную физическую характеристику процесса nano индентирования. Этот параметр можно назвать первой модой процесса структурно-энергетических преобразований, он количественно характеризует физическую твердость материала при индентировании острым индентором:

$$Dn = \frac{k_N}{\alpha} \quad (20)$$

Зависимость (20) позволяет просто находить структурно-физический параметр эмпирической твердости  $Dn$ . Достаточно иметь параметр тренда линейной аппроксимации функции  $F(h)$  индентирования.

Из полученного результата очевидна важная роль обобщенной скорости индентирования, частной производной  $\dot{F}_h = \frac{\partial F}{\partial h}$ . Основная мера процесса при определении физической nano твердости параметр линейной нагрузки:

$$k_N = \frac{\partial F}{\partial h}.$$

**Первый вариант** определения эталона nano физической дифференциальной твердости материала  $PHN_{st}$ , в рамках принятой ранее методики макро индентирования.

Задаем эталонное (стандартное) значение глубины  $h_{st}$ . В этом случае получим величину  $PHN_{st}$  в размерности  $J/m^3$ , она переводится в универсальную единицу физической твердости.

Рассмотрим пример.

Примем, для примера, условно эталонную глубину индентирования  $h_{st} = 200nm$ .

Мера твердости HB103, пирамида Берковича, по данным nano индентирования [1]

$$k_N \approx 15 \cdot 10^3, N/m$$

Получим из (18), где  $\beta_b = 8,168 \approx 8,2$  - коэффициент пирамиды Берковича:

$$PHN_{bst} = 3 \cdot 10^9, J/m^3$$

Нано твердость материала всегда превышает его макро твердость, причины мы обсудили ранее. Для сравнения чисел физической твердости из разных режимов, типов острого индентора или перевода чисел эталонной твердости из разных методов (1, 2,3) физического индентирования, выбора принципов, числа подобия, можно применить правила 2го метода индентирования.

**Второй вариант** использования результатов кинетического нано индентирования мы рассмотрим отдельно. Коротко суть второго метода. Применяем универсальный нано микро индентор, строим одну единую нано микро диаграмму (**Рис. 38.**), определяем параметры диаграммы. Задаем одну общую для всех режимов эталонную глубину индентирования  $\bar{h}_{st}$  для универсальной диаграммы. Используя полученные выше формулы, находим единственное значение универсальной дифференциальной твердости материала  $PHN_{bst}$  для нано микро режимов индентирования.

Предположительно, полный комплекс исследований дифференциальной твердости позволит установить эталонную глубину индетирования, которая позволяет измерять одну универсальную единицу твердости для трех режимов (методов) индентирования.

## 6. Вывод.

Выполнен анализ особенностей физического процесса нано микро кинетического индетирования.

Построена физическая модель, процесса необратимого разрушения нано структуры материала в условиях кинетического нано индентирования.

Получено уравнение эмпирической твердости кинетического индентирования материала, для индентора с острой вершиной (пирамида, конус, нано сфера и др.). Определен главный структурно-физический параметр  $Dn$ , в уравнении эмпирической твердости индентирования. Показана связь главного параметра  $Dn$  уравнения с физической дифференциальной нано твердостью материала.

Определена физическая кинетическая нано твердость, число физической нано твердости материала. Показана связь нано твердости и главного параметра уравнения индентирования.

Предложена формула связи универсального физического молярного структурно-энергетического параметра  $Gt$  и главного структурно-физического параметра  $Dn$  эмпирического уравнения кинетической нано твердости материала.

Физическая нано микро дифференциальная твердость пропорциональна скорости роста усилия  $PHN_b(h) \sim \dot{F}_h$ . Физическая макро дифференциальная твердость

пропорциональна усилию на индентор  $P_H \sim F$ . В этом основное отличие физико-механических свойств физической твердости кинетического индентирования по первому и второму методу от третьего.

Получены формулы, зависимости, алгоритмы для разработки инженерной методики, комплексной программы обработки экспериментальных данных кинетического индентирования, которые позволят определять структурно-физический параметр нано твердости материала  $D_n$ ,  $n/m$  и структурно-энергетический молярный потенциала  $G_r$ ,  $J/mol$ , по результатам обработки данных кинетического индентирования материала острым индентором в элементах действующих конструкций.

Создана теоретическая база, программы для последующей разработки универсальной инженерной методики, по определению величины физической нано твердости материала, главного физического параметра кинетической твердости  $D_n$ , молярного структурно-энергетического параметра материала  $G_r$ .

Физическая концепция индентирования предлагает аналитические методы, критерии сравнения разных методов индентирования, позволяет данные кинетического нано микро индентирования использовать для разработки экспериментально аналитического метода оперативной оценки состояния прочности, долговечности, поврежденности материала конструкции.

## 7. Литература

1. Мощенок В.И. Современные методы определения твёрдости. LAP Lambert. 2019. - 382с.
2. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. М.; Металлургия, 1983. 352 с.
3. ISO 14577-1:2002. Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Test method.
4. Сопротивление материалов. Под ред. Акад. АН УССР Писаренко Г.С. К. Вища школа. 1986. - 775с.
5. Харченко В. В., Рудницкий Н. П., Каток О. А., Неговский А. Н., Дроздов А. В., Кутняк В. В. Установка для определения механических характеристик конструкционных материалов методом инструментированного индентирования // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 2007. – Вып. 27. – С. 140 – 147.
6. Машиностроительные материалы. Справочник. А.А.Жуков и др. Машиностроение. 1975г, 191с.
7. Определение твердости по Бринеллю методом инструментированного индентирования О.А. Каток, Н.П. Рудницкий, В.В. Харченко. ХНАДУ Вест. 54.2011.с.23-26.
8. Мильман Ю.В., Гринкевич К.Э., Мордель П.В. Энергетическая концепция твердости при инструментальном индентировании // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 1. С. 2-9.
9. П.М. Огара, В.А. Тарасов, А.В. Турченкос, И.Б. Федоров Системы. Методы. Применение кривых кинетического индентирования сферой для определения механических свойств материалов. Технологии. 2013 № 1 (17) с. 41-47

10. В.А. Лихачев, В.Г. Малинин, Структурно-аналитическая теория прочности. Изд. Санкт-Петербург.1993г. 471с.
11. Иванова В.С., Рагозин Ю.И. О связи удельной энергии пластической деформации с напряжением при статическом растяжении. В сб. Усталость и вязкость разрушения металлов. Изд. Наука, Москва, 1974г. С. 220 -224.
12. Н.А.Штырѐв. Деформирование и разрушение твердых тел с позиций кинетической структурно-энергетической теории прочности. // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій. Збірник наукових праць 5-ї Міжнародної конференції під заг. ред. В.В. Панасюка. 2014, Львів. ФМІ, Україна, с 63-70.
13. Н.А.Штырѐв. Деформирование и разрушение твердых тел при нестационарных нагрузках с позиций кинетической структурно-энергетической теории прочности. «Вибрации в технике и технологиях» ИПП им. Г.С. Писаренко НАН Украины, Киев, №1(77) 2015г, с.55-61.
14. Shtyrov N. Physical Methods and Parameters for Assessing the Strength, Fatigue, Durability and Damage to a Structural Material. Journal of Mechanics Engineering and Automation. № 9 (2019) , 84-91
15. Н.А.Штырѐв. Реферат-2017г. «Энергия долговечности» <http://energydurability.com>
16. L.M. Brown. Transition from laminar to rotational motion in plasticity // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 1997, v. 355, N 1731 p. 1979-1990.
17. F.Crace Calvert, Richard Johnson. On the hardness of metals and alloys. JFI, volume 67, issue 3, march 1859, pages198-203.
18. Новиков И.И. Термодинамика. М. Машиностроение. 1984. -592с.
19. О.А. Каток, Н.П. Рудницкий, В.В. Харченко. Определение твердости по Бринеллю методом инструментированного индентирования. ХНАДУ Вест. 54. 2011. с.23-26.
20. Э. Харт Фазовые переходы на границах зерен. НФТТ № 8, «Мир» , 1978г.
21. И.Н. Бронштейн, К.А. Семендяев. Справочник по математике. М. Наука, 1965г.608с.
22. В.И. Мощенок. Новые методы определения нано и микротвердости материалов. Вестник ХНАДУ, №46,2009, 34-38с.
23. А.Л. Волынский. Зависит ли прочность твердого тела от его размеров? Природа, №9, 2007г, 14-19с.
24. Ю.И. Головин. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикророботах, тонких приповерхностных слоях и пленках (Обзор). Физика твердого тела, 2008, том 50, вып. 12, с.2113-2142
25. J.G. Swadener, V. Taliat, G.M. Pharr. J. Mater. Res. 16, 2091 (2001).
26. И.Д. Ибатуллин Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев. Самара. СГТУ, 2008. 387 с.
27. А.И. Слуцкер Атомный уровень флуктуационного механизма разрушения твердых тел (модельно-компьютерные эксперименты). Физика твердого тела, 2005, том 47, вып. 5с.777-787.
28. Кадомцев Б. Б., Рыдник В. И., Волны вокруг нас, М., 1981;
29. В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, Э.Г. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел / Наука. Москва , 1974г. 560с.
30. Лариков Л.Н. Юрченко Ю.Ф. Структурные свойства металлов и сплавов. Тепловые свойства металлов и сплавов. Справочник. Киев. Наукова думка. 1985г. 457с.

31. С.Н. Журков Кинетическая концепция прочности твердых тел. Вестник АН СССР №3 1968г.с.46-52.
32. М.Г. Петров О деформировании и разрушении алюминиевых сплавов с позиций кинетической концепции прочности / М.Г. Петров, А.И. Равикович // ПМТФ. 2004г. Т.45. №1. 151-161 с.
33. Э.М.Карташов Современные представления кинетической термофлуктуационной теории прочности полимеров. // М.: ВИНТИ. Итоги науки и техники. Серия Химия и технология ВМС. 1991. т.27. С.3-111.